

Vysoká škola báňská – Technická univerzita Ostrava

Fakulta strojní

Katedra mechanické technologie 345



**Studium přechodových oblastí svarových spojů
termomechanicky zpracovaných ocelí**

*Study of Transition Zones of Welded Joints
Thermomechanical Processed Steel*

Student:

Bc. Jaroslav Štipčák

Vedoucí diplomové práce:

doc. Ing. Ivo Hlavatý, Ph.D.

Ostrava 2010

Zadání diplomové práce

Student: **Bc. Jaroslav Štipčák**
Studijní program: N2301 Strojní inženýrství
Studijní obor: 2303T002 Strojírenská technologie
Téma: Studium přechodových oblastí svarových spojů termomechanicky
zpracovaných ocelí
Study of Transition Zones of Welded Joints Thermomechanical
Processed Steel

Zásady pro vypracování:

1. Provést studium svařitelnosti termomechanicky zpracovaných ocelí používaných pro výrobu betonářské výztuže.
2. Studium přechodových oblastí termomechanicky zušlechtnuté vrstvy tyčí betonářské výztuže.
3. Návrh a provedení svarových spojů betonářské výztuže.
4. Posouzení přechodových oblastí svarových spojů betonářské výztuže.
5. Zhodnocení vlivu vneseného tepla na přechodové oblasti svarových spojů a zušlechtnuté vrstvy tyčí betonářské výztuže.

Seznam doporučené odborné literatury:

KUNCIPÁL, J. A KOL. *Teorie svařování*. Praha: SNTL Praha, 1986
KOLEKTIV AUTORŮ. *Materiály a jejich svařitelnost*. (Učební texty pro kurzy IWE/IWT). Ostrava: ZEROSS, Ostrava, 292 s. ISBN 80-85771-85-3.
TURNÁ, M. *Špeciálne metódy zvarovania*. Bratislava: ALFA Bratislava, 1989, ISBN 80-05-00097-9.
KOLEKTIV AUTORŮ. *Výroba, technická příprava výroby a kontrola svarových spojů*. (Učební texty pro kurzy IWE/IWT). Ostrava: ZEROSS, 2002, 417. ISBN 80-85771-97-1.
PTÁČEK, L. A KOL. *Nauka o materiálu I.*. Praha: Akademické nakladatelství CERM, s.r.o. 2001, 505 s. ISBN 80-7204-193-2.
PTÁČEK, L. A KOL. *Nauka o materiálu II.*. Praha: Akademické nakladatelství CERM, s.r.o., 2001, 350 s. ISBN 80-7204-130-4.

Formální náležitosti a rozsah diplomové práce stanoví pokyny pro vypracování zveřejněné na webových stránkách fakulty.

Vedoucí diplomové práce: **doc. Ing. Ivo Hlavatý, Ph.D.**

Datum zadání: 18.12.2009

Datum odevzdání: 21.05.2010



prof. Ing. Jiří Hrubý, CSc.
vedoucí katedry






prof. Ing. Radim Farana, CSc.
děkan fakulty

Místopřísežné prohlášení studenta

Prohlašuji, že jsem celou diplomovou práci včetně příloh vypracoval samostatně pod vedením vedoucího diplomové práce a uvedl jsem všechny použité podklady a literaturu.

V Ostravě 17.5.2010


.....

podpis studenta


Prohlašuji, že

- byl jsem seznámen s tím, že na moji diplomovou práci se plně vztahuje zákon č. 121/2000 Sb. – autorský zákon, zejména §35 – užití díla v rámci občanských a náboženských obřadů, v rámci školních představení a užití díla školního a §60 – školní dílo.
- беру на ве́домі́, že Vysoká škola báňská – Technická univerzita Ostrava (dále jen VŠB – TUO) má právo nevýdělečně ke své vnitřní potřebě diplomovou práci užít (§35 odst. 3).
- souhlasím s tím, že jeden výtisk diplomové práce bude uložen v Ústřední knihovně VŠB – TUO k prezenčnímu nahlédnutí a jeden výtisk bude uložen u vedoucího diplomové práce. Souhlasím s tím, že údaje o diplomové práci budou zveřejněny v informačním systému VŠB – TUO.
- bylo sjednáno, že s VŠB – TUO, v případě zájmu z její strany, uzavřu licenční smlouvu s oprávněním užít dílo v rozsahu §12 odst. 4 autorského zákona.
- bylo sjednáno, že užít své dílo – diplomovou práci nebo poskytnout licenci k jejímu využití mohu jen se souhlasem VŠB – TUO, která je oprávněna v takovém případě ode mne požadovat přiměřený příspěvek na úhradu nákladů, které byly VŠB – TUO na vytvoření díla vynaloženy (až do jejich skutečné výše).
- беру на ве́домі́, že odevzdáním své práce souhlasím se zveřejněním své práce podle zákona č. 111/1998 Sb., o vysokých školách a o změně a doplnění dalších zákonů (zákon o vysokých školách), ve znění pozdějších předpisů, bez ohledu na výsledek její obhajoby.

V Ostravě 17.5.2010

Adresa trvalého pobytu studenta:

Nová Lhota 206, 696 74, Česká Republika


.....
podpis studenta

ANOTACE DIPLOMOVÉ PRÁCE

ŠTIPČÁK, J. *Studium přechodových oblastí svarových spojů termomechanicky zpracovaných ocelí*. Ostrava: Katedra mechanické technologie 345, Fakulta strojní VŠB – TU Ostrava, 2010, 63 stran, 10 příloh. Vedoucí diplomové práce: doc. Ing. Ivo Hlavatý, Ph.D.

Diplomová práce se zabývá studiem přechodových oblastí termomechanicky zpracovaných ocelí. V úvodní rešeršní části jsou popsány některé metody termomechanického zpracování a některé druhy termomechanicky zpracovaných ocelí. Dále je pak řešena svařitelnost betonářské oceli a studium přechodové zušlechtěné oblasti této oceli. Praktická část řeší návrh svarových spojů betonářské oceli B500B a posouzení jejich přechodových oblastí z hlediska makrostruktury, mikrostruktury a hodnot mikrotvrdosti. V závěru je uvedeno zhodnocení dosažených výsledků.

MASTER THESIS ANNOTATION

ŠTIPČÁK, J. *Study of Transition Zones of Welded Joints Thermomechanical Processed Steel*. Ostrava: The Department of Mechanical Technology 345, The Faculty of Mechanical Engineering of the Technical University of Ostrava, 2010, 63 pages, 10 attachments. Master Thesis supervisor: doc. Ing. Ivo Hlavatý, Ph.D.

The Master Thesis deals with the studying of the transitional areas of thermomechanically treated steel. The introductory research part describes certain methods of thermomechanical treatment and some types of thermomechanically treated steel. Further, it deals with the weldability of reinforcing steel bars and studying of the transitional heat-treated area of such steel. The practical part deals with the design of B500B reinforcing steel weld joints and the assessment of their transitional areas from perspective of macrostructure, microstructure and microhardness values. The conclusion contains the assessment of the achieved results.

Obsah

ÚVOD	- 11 -
1 STUDIUM SVAŘITELNOSTI TERMOMECHANICKY ZPRACOVANÝCH OCELÍ POUŽÍVANÝCH PRO VÝROBU BETONÁŘSKÉ VÝZTUŽE	- 12 -
1.1 Druhy termomechanického zpracování (TMZ)	- 12 -
1.1.1 Vliv podmínek TMZ na fázové přeměny a mechanické vlastnosti	- 12 -
1.2 Vysokopevnostní a ořezuvzdorné konstrukční oceli	- 17 -
1.3 Výztuž do betonu	- 19 -
1.4 Betonářská výztuž	- 20 -
1.4.1 Současný stav betonářské oceli	- 20 -
1.4.2 Značení a technologie výroby betonářských ocelí.....	- 22 -
1.4.3 Tvary žebírek betonářské oceli	- 23 -
1.5 Svařitelnost betonářské výztuže	- 24 -
1.5.1 Chemické složení základního materiálu	- 24 -
1.5.2 Technologie svařování.....	- 25 -
1.5.2.1 Přídavný materiál	- 25 -
1.5.2.2 Druhy spojů	- 26 -
2 STUDIUM PŘECHODOVÝCH OBLASTÍ TERMOMECHANICKY ZUŠLECHTĚNÉ VRSTVY TYČÍ BETONÁŘSKÉ VÝZTUŽE	- 28 -
2.1 Fázové přeměny	- 28 -
2.1.1 Polymorfnní přeměny	- 28 -
2.1.2 Rozpad přesyceného tuhého roztoku	- 29 -
2.1.3 Přeměny přechlazeného austenitu.....	- 29 -
Perlitická přeměna.....	- 29 -
Bainitická přeměna	- 30 -
Martenzitická přeměna	- 31 -
2.2 Tepelně ovlivněná oblast svarových spojů	- 33 -
2.2.1 Pásmo částečné překrystalizace ($Ac_1 \div Ac_3$).....	- 34 -
2.2.2 Pásmo normalizace ($Ac_3 \div T_{pr}$).....	- 35 -
2.2.3 Pásmo přehřátí ($T_{pr} \div T_s$)	- 35 -

2.3	Diagramy rozpadu austenitu.....	- 35 -
2.3.1	Diagramy ARA.....	- 36 -
2.3.2	Diagramy IRA.....	- 37 -
3	NÁVRH A PROVEDENÍ SVAROVÝCH SPOJŮ BETONÁŘSKÉ VÝZTUŽE.....	- 39 -
3.1	Příprava vzorků.....	- 41 -
3.1.1	Příprava vzorků pro posouzení makrostruktury.....	- 42 -
3.1.2	Příprava vzorků pro posouzení mikrostruktury.....	- 42 -
3.1.3	Příprava vzorků na měření mikrotvrdosti.....	- 43 -
4	POSOUZENÍ PŘECHODOVÝCH OBLASTÍ SVAROVÝCH SPOJŮ BETONÁŘSKÉ VÝZTUŽE.....	- 44 -
4.1	Posouzení makrostruktury.....	- 44 -
4.1.1	Vzorek 1A (viz. Příloha č. 1)	- 44 -
4.1.2	Vzorek 2B (viz. Příloha č. 2)	- 45 -
4.1.3	Vzorek 1C-A (viz. Příloha č. 3), Vzorek 1C-B (viz. Příloha č. 4)	- 45 -
4.1.4	Vzorek 1E (viz. Příloha č. 5)	- 47 -
4.2	Posouzení mikrostruktury.....	- 47 -
4.3	Měření mikrotvrdosti podle Vickerse	- 51 -
4.3.1	Vzorek 1A (viz. Příloha č.6)	- 52 -
4.3.2	Vzorek 2B (viz. Příloha č. 7)	- 52 -
4.3.3	Vzorek 1C-A (viz. Příloha č. 8), Vzorek 1C-B (viz Příloha č. 9)	- 53 -
4.3.4	Vzorek 1E (viz. Příloha č. 10)	- 54 -
5	ZHODNOCENÍ VLIVU VNESENÉHO TEPLA NA PŘECHODOVÉ OBLASTI SVAROVÝCH SPOJŮ A ZUŠLECHTĚNÉ VRSTVY TYČÍ BETONÁŘSKÉ VÝZTUŽE.....	- 55 -
6	ZÁVĚR.....	- 58 -
	SEZNAM PŘÍLOH	- 59 -
	Použitá literatura.....	- 61 -
7	PŘÍLOHY	- 63 -

Seznam použitých značek a zkratek

Jednotka	Význam	Veličina
A5	tažnost	[%]
A10	tažnost	[%]
Ac ₁	teplota začátku austenitické přeměny	[°C]
Ac ₃	teplota neúplné polymorfní přeměny	[°C]
Agt	celkové prodloužení při největším zatížení	[%]
ARA	anizotermický rozpad austenitu	
α	tuhý roztok uhlíku v železe alfa – ferit	
CEV	hodnota uhlíkového ekvivalentu	
c ₁ , c ₂	rovnovážná koncentrace	
DC/+	stejnoseměrný proud, zapojení na + pól	
γ	tuhý roztok uhlíku v železe gama – austenit	
HB	tvrdost podle Brinella	
HV0,1	tvrdost podle Vickerse, zatížení 0,9807 N	
HZ	hranice ztavení	
IRA	izotermický rozpad austenitu	
KV +20	vrubová houževnatost při +20°C	[J]
Mf	konec martenzitické přeměny	
Ms	začátek martenzitické přeměny	
NTMZ	nízkoteplotní termomechanické zpracování	
Q	měrný tepelný příkon	[W.cm ⁻²]
Re	mez kluzu	[MPa]
Rm	mez pevnosti v tahu	[MPa]
Rp _{0,2}	0,2% smluvní mez kluzu	[MPa]
T ₁ , T ₂	teploty odpovídající určité hodnotě rovnovážné koncentrace	
T _L	teplota likvidu	[°C]
TMZ	termomechanické zpracování	
T _{max}	maximální dosažená teplota cyklu při svařování	

TOO	tepelně ovlivněná oblast svarového spoje	
T_s	teplota solidu	[°C]
$T_{př}$	teplota přehřátí	[°C]
VTMZ	vysokoteplotní termomechanické zpracování	
ZM	základní materiál	

Chemické prvky:

C	uhlík
Cu	měď
Mn	mangan
N	dusík
P	fosfor
S	síra

ÚVOD

Se zvyšujícími se požadavky na kvalitu a životnost železobetonových konstrukcí, kde se jako vyztužovací prvek používá betonářská ocel, rostou nároky i na kvalitu této oceli a zejména její svařitelnosti.

Zejména termomechanicky vyráběné betonářské oceli a jejich vzájemná svařitelnost sebou nese celou řadu možných problémů. Vlivem vneseného tepla do svarového spoje těchto ocelí může docházet ke snižování meze pevnosti, meze kluzu a tvrdosti v tepelně ovlivněné oblasti, což může způsobit defekty svarových spojů.

Požadavky na kvalitu svarových spojů a podmínky svařování betonářských ocelí stanovuje norma ČSN EN ISO 17660-1 Svařování – Svařování betonářské oceli – Část 1: Nosné svarové spoje a Část 2.: Nenosné svarové spoje.

Cílem této diplomové práce je posouzení vlivu vneseného tepla na přechodové oblasti svarových spojů betonářské výztuže B500B o různých průměrech.

Přechodové oblasti svarových spojů jsou posuzovány z hlediska makrostruktury, mikrostruktury a měření mikrotvrdosti vybraných oblastí.

1 STUDIUM SVAŘITELNOSTI TERMOMECHANICKY ZPRACOVANÝCH OCELÍ POUŽÍVANÝCH PRO VÝROBU BETONÁŘSKÉ VÝZTUŽE

Termomechanické zpracování ocelí, jehož rozvoj nastal v 60. letech minulého století, je dosažení vyšších pevnostních hodnot při zachování její plasticity. Obecně lze označit za tepelně mechanické zpracování všechny procesy, které za tímto účelem cíleně kombinují deformaci s fázovými přeměnami [3].

Termomechanicky lze zpracovávat téměř všechny polymorfní oceli. Největšího významu však má u nízkolegovaných až střednělegovaných ocelí s obsahem uhlíku 0,4 až 0,6 hm% [1].

1.1 Druhy termomechanického zpracování (TMZ)

Jednotlivé postupy TMZ vycházejí ze znalostí vlivu deformace a způsobu ochlazování na průběh fázových přeměn a precipitačních procesech [3].

TMZ rozlišujeme dle teploty, při níž je austenit deformován na:

- Vysokoteplotní tepelně mechanické zpracování (VTMZ), při němž je ocel deformována v oblasti stabilního austenitu s následným ochlazením vedoucím k martenzitické transformaci [3,1].
- Nízkoteplotní tepelně mechanické zpracování (NTMZ) s deformací v oblasti metastabilního austenitu s následným martenzitickým zakalením [3,1].

Do TMZ lze zahrnout i další postupy, jako je isoforming, dynamické deformační stárnutí martenzitu (DDSM), řízené válcování a ochlazování [3].

1.1.1 Vliv podmínek TMZ na fázové přeměny a mechanické vlastnosti

Jako dvě základní podmínky, které ovlivňují fázové přeměny, lze považovat parametry deformace (teplota, rychlost, způsob a velikost) a režim ochlazování [3].

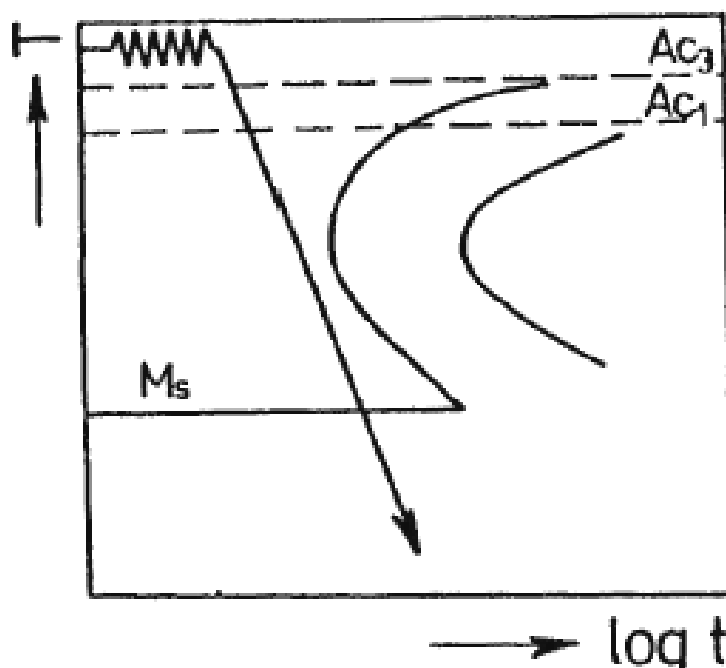
Jednotlivé způsoby TMZ a jejich podstata:

Vysokoteplotní tepelně mechanické zpracování

- Deformace probíhá v oblasti stabilního austenitu (nad teplotou A_{c3}) [3],
- deformace přechází fázovou přeměnu $\gamma - \alpha'$ [3].

Schéma zpracování zachycuje *obrázek 1*. Po ohřevu do oblasti stabilního austenitu (nad A_{c3}) následuje jeho intenzivní deformace (větší než 40 %) s následným zakalením a nízkoteplotním popouštěním [3].

Toto zpracování lze užít prakticky u všech typů ocelí, ale přednostně se užívá u konstrukčních ocelí s obsahem uhlíku 0,4 až 0,6 %, nejčastěji legovaných [3].



Obrázek 1: VTMZ v diagramu ARA podutektoidní oceli [3]

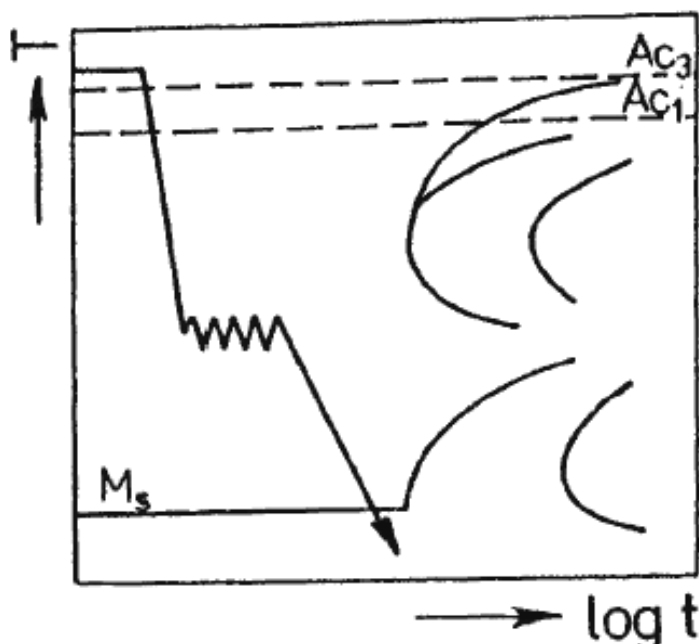
Teplota, rychlost a velikost deformace musí být voleny tak, aby nebyla vyčerpána plasticita austenitu a rekrystalizace austenitu plně neproběhla [3].

VTMZ je nejpoužívanější formou TMZ. Oceli takto zpracované dosahují pevnosti až 2 500 MPa a dochází ke zlepšení vrubové houževnatosti. Tranzitní teplota u takto zpracované oceli klesá. Křehkolomové charakteristiky i odolnost proti únavovému porušení a proti korozi rostou [3].

Nízkoteplotní tepelně mechanické zpracování

- Deformace probíhá v oblasti metastabilního austenitu [3],
- deformace přechází fázovou přeměnu $\gamma - \alpha'$ [3].

Na *obrázku 2* je schéma zpracování. Po ohřevu do oblasti stabilního austenitu následuje rychlé ochlazení do oblasti metastabilního austenitu (na teplotu 500 až 600 °C), kde se aplikuje intenzivní deformace. Stupeň deformace bývá vyšší než při VTMZ. Po deformaci následuje kalení a nízkoteplotní popouštění. Toto zpracování se používá u ocelí s dobrou prokalitelností [3].



Obrázek 2: NTMZ v diagramu ARA podeutektoidní oceli [3]

Při NTMZ probíhá tváření v oblasti pod rekrytalizační teplotou austenitu. Rekrytalizace neprobíhá a do transformace $\gamma - \alpha'$ vstupuje intenzivně deformačně zpevněný austenit [3].

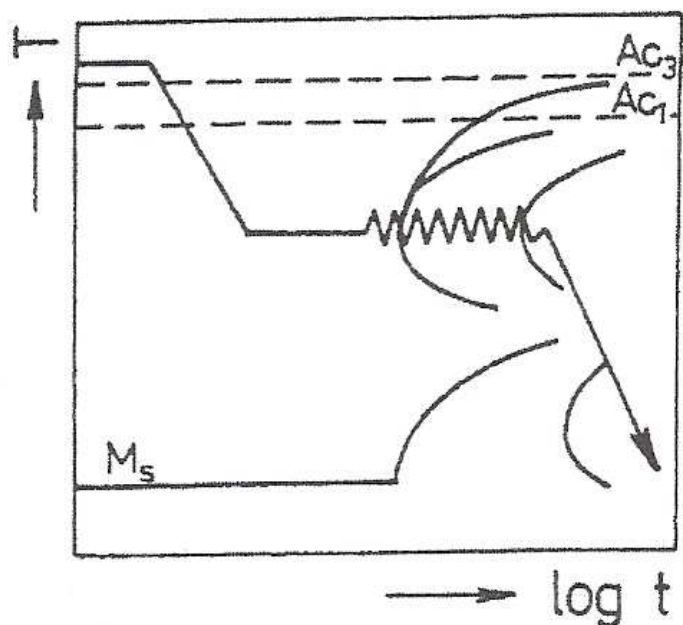
Pevnost u NTMZ je výrazně vyšší než u VTMZ a dosahuje hodnot až 3 000 MPa. U NTMZ roste odolnost proti relaxaci a únavě a rovněž jako u VTMZ dochází k poklesu transiční teploty [3].

Isoforming

- Deformace probíhá v oblasti teplot izotermické perlitické přeměny,
- deformace je realizována v průběhu této fázové přeměny $\gamma - \alpha'$.

Při tomto zpracování (viz. obrázek 3) následuje po ohřevu do oblasti stabilního austenitu rychlé ochlazení na teplotu 600 až 700 °C. Při této teplotě je ocel intenzivně tvářena (nad 60%) za současného uplatnění perlitické transformace. Poté následuje ochlazení na vzduchu. Toto zpracování je vhodné pro stejnou oblast ocelí jako u NTMZ [3].

U takto zpracovaných ocelí dochází především k výraznému růstu houževnatosti, snížení transiční teploty a růstu odolnosti proti rázovému zatížení při současném menším zvýšení pevnostních charakteristik [3].

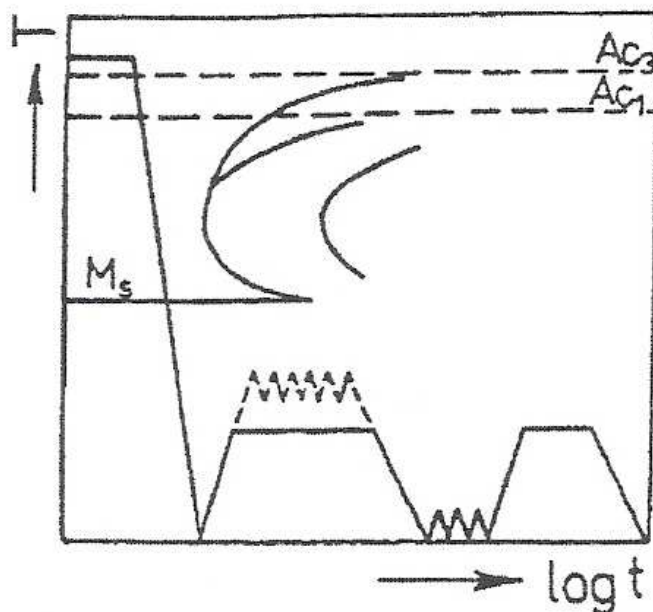


Obrázek 3: Isoforming v diagramu ARA podeutektoidní oceli [3]

Dynamické deformační stárnutí martenzitu

- Deformace probíhá v zakalené oceli při teplotě popouštění (150 až 200 °C), případně za teploty okolí mezi prvním a druhým stupněm popouštění (tzv. deformační popouštění) [3],
- deformace tedy následuje až po fázové transformaci $\gamma - \alpha'$ [3].

Zlepšení pevnostních vlastností je zde dosaženo kombinací deformačního zpevnění popouštěného martenzitu (deformace 0,5 až 5 %) a jeho stárnutí, které je podpořeno plastickou deformací. Při tomto zpracování (viz. obrázek 4) dochází k mírnému poklesu tažnosti a křehkolomových charakteristik [3].

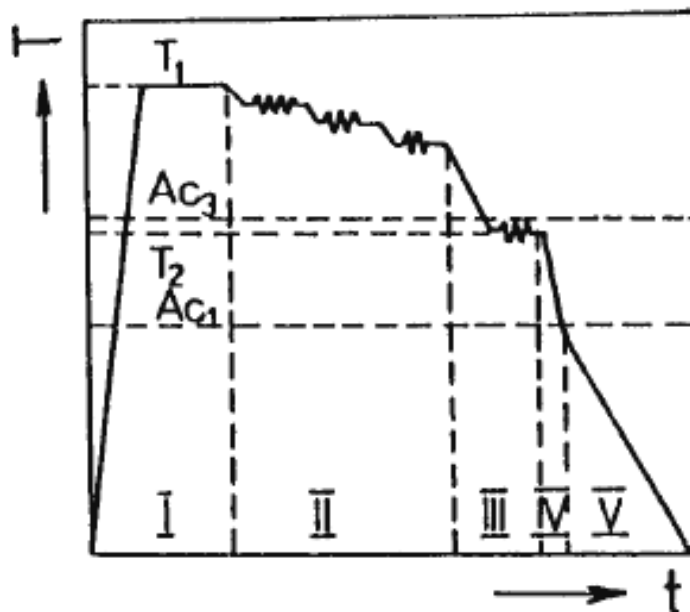


Obrázek 4: Postup dynamického deformačního stárnutí [3]

Řízené válcování a ochlazování

- Deformace probíhá jednak při válcování v přípravném pořadí v oblasti stabilního austenitu nad A_{c3} , jednak při válcování ještě v oblasti stabilního austenitu (těsně nad A_{c3}) nebo již ve dvoufázové oblasti $\gamma - \alpha$ mezi teplotami A_{c3} a A_{c1} [3],
- deformace předchází fázovou přeměnu $\gamma - \alpha$, případně probíhá z části během této přeměny [3],
- fázová přeměna a precipitace jsou řízeny rychlostí a způsobem ochlazování [3].

Tento způsob zpracování (viz. obrázek 5) se užívá především při válcování mikro a nízkolegovaných svařitelných ocelí.



Obrázek 5: Řízené válcování a ochlazování oceli (Oblast I – ohřev na tvářecí teplotu, II – předválcování, III – doválcování, IV – rychlé ochlazení, V – pomalé ochlazování) [3]

Řízené válcování a ochlazování vede k významnému zvýšení meze kluzu takto zpracovaných ocelí, při dosažení nízkých tranzitních teplot, příznivých křehkolomových charakteristik a zvýšení odolnosti proti únavě již ve válcovaném stavu, bez dalšího tepelného zpracování [3].

1.2 Vysokopevnostní a otěruvzdorné konstrukční oceli

S modernizací válcovacích tratí, v 80. letech, se postupně vyvíjela nová generace konstrukčních ocelí tzv. termomechanicky válcovaných ocelí, které dosahují výborných pevnostních i křehkolomových vlastností. Tyto oceli, vyráběné řízeným procesem válcování, vyžadující doválcování za specifické teploty (pod A_{c3}) a spolu se specifickým chemickým složením jsou výhodné z hlediska [10]:

- nízkého uhlíkového ekvivalentu, umožňujícího svařování za méně zpříšňujících podmínek;
- příznivější ceny základního materiálu;
- lepších parametrů pro tváření za studena;
- možnosti snížení hmotnosti konstrukce;
- zlepšených křehkolomových vlastností [10].

Vysokopevnostní oceli (viz. *Tabulka 1*) nacházejí uplatnění tam, kde je potřeba snížit hmotnost při zachování stejné nosnosti, zejména při výrobě mobilních jeřábů, důlních

výztuží. Tyto oceli s mezí kluzu 420 až 700 MPa mají nižší uhlíkový ekvivalent, tzn. svařitelnost je stejná, ne-li lepší, než oceli S 355 při stejné tloušťce plechů [9].

*Tabulka 1: Mechanické vlastnosti vysokopevnostních ocelí (*v závislosti na tloušťce)[9]*

Typ materiálu	Označení	Mez kluzu a pevnosti		Uhlíkový ekvivalent
		Rp0,2 [MPa]	Rm [MPa]	CEV
S 355	WELDOX 355 DOMEX 355 MC	345 – 355*	450 - 610	0,39 – 0,43
S 420	WELDOX 420 DOMEX 420 MC	380 – 420*	480 -660*	0,37 -0,39
S 460	WELDOX 460 DOMEX 460 MC	440 – 460*	530 -720	0,37 – 0,42
S 500	WELDOX 500 DOMEX 500 MC	460 – 500*	570 – 720	0,37 – 0,42
S 690	WELDOX 700 DOMEX 700 MC	650 – 700*	780 – 930	0,39 – 0,64
-	WELDOX 900	830 – 900*	880 – 1100	0,56
-	WELDOX 1100	1100	1200 – 1500	0,68 – 0,72

Otěruvzdorné oceli (viz. *Tabulka 2*) mají uplatnění při výrobě zařízení na dopravu rud a uhlí. Vlastností této skupiny termomechanicky kalených ocelí je tvrdost, která se pohybuje v rozmezí od 400 až 600 HB. Podstata výroby těchto ocelí je zvládnutí intenzivního zakalení celého průřezu plechu, kdy je plech kalen za pohybu a celá jeho plocha je na rozdíl od statického kalícího procesu zakalena rovnoměrně. Tlak vody v tryskách je

rozdílný a tak velký, že dochází k odfukování parního polštáře, který vzniká v první etapě kalení. Tímto dochází ke snižování doby potřebné k ochlazení plechů a dociluje se vysokých ořezových vlastností bez přidávání většího množství legur [9].

Tabulka 2: Mechanické vlastnosti ořezových ocelí [9]

Typ	Tvrdost HB Brinell	Mez kluzu Rp0,2 [MPa]	Mez pevnosti Rm [MPa]	Uhlíkový ekvivalent CEV
HARDOX 400	370 – 430	1000	1250	0,37
HARDOX 450	425 – 475	1200	1400	0,47
HARDOX 500	470 – 530	1300	1550	0,6
HARDOX 600	560 – 640	1650	1860	0,82

1.3 Výztuž do betonu

Beton, jako konstrukční materiál, se vyznačuje nízkou pevností v tahu proti pevnosti v tlaku. Pevnost v tahu je u betonu asi 8% až 10% pevnosti v tlaku. Pro výztuhy do betonu se používá materiálů s vysokou pevností v tahu, které přebírají převážnou část tahového napětí. Výztužování se provádí povrchově nebo vnitřně. Beton téměř vždy výztužujeme vnitřně. Výztužná látka by měla splňovat následující požadavky[4]:

- tažnost výztuže musí být větší než u betonu.
- trvalá (plastická) deformace výztuže musí být menší než u betonu.
- tahová pevnost výztuže musí být větší než u betonu.
- vzájemná soudržnost výztuže a betonu má být co největší.
- výztuž by neměla v betonu korodovat.
- teplotní roztažnost betonu a výztužné látky musí být přibližně stejná [4].

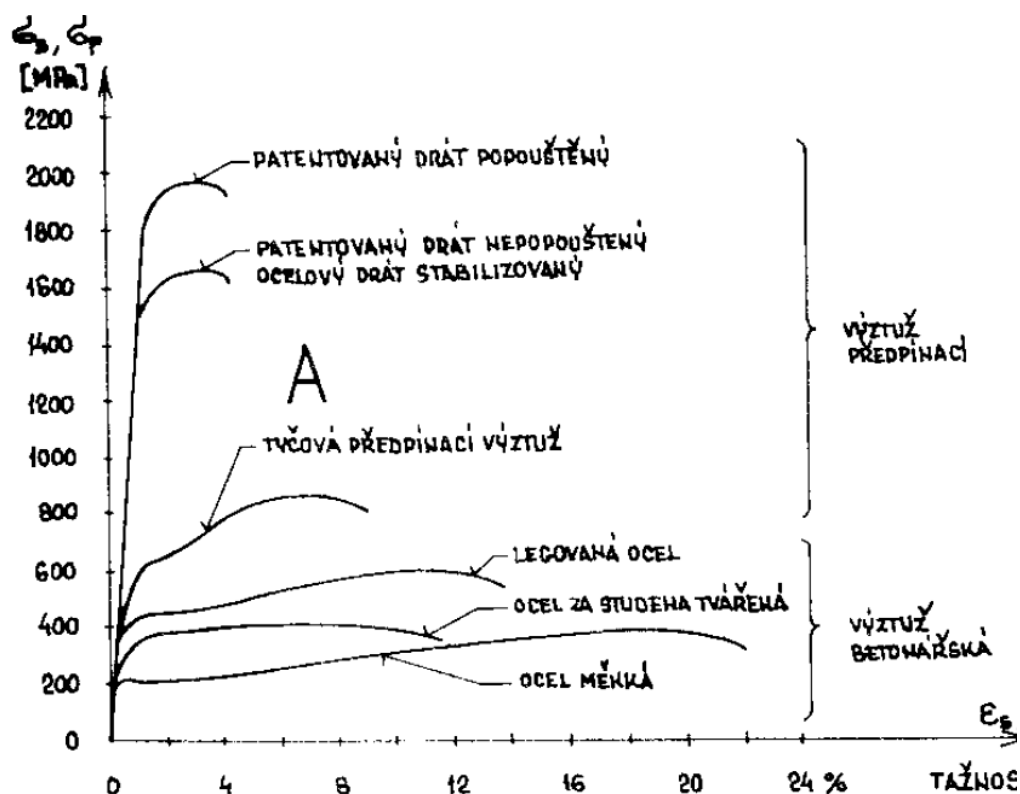
Výztuže do betonu lze rozdělit na:

- měkká výztuž,
- tvrdá výztuž,

- rozptýlená výztuž[4].

Mezi výztuž s nižší pevností řadíme pruty (tyče), dráty ve svitcích, sítě a různé příhradoviny. Výztuž s vyšší pevností je určena k předpínání, má vyšší kvalitu (až 10x větší než měkká výztuž). Používá se patentovaných drátů, spletců drátů, lan a kabelů. Tuhá výztuž jsou plné válcované profily tvaru I, H, U. Do rozptýlené výztuže lze zařadit za studena tažené ocelové drátky, frézované ocelové drátky, tažená skleněná vlákna i polypropylénová vlákna. Rozptýlenou výztuží nelze nahradit prutovou výztuž[4].

Z obrázku 6 je patrný rozdíl mezi výztuží předpínací a výztuží betonářskou (pruty, sítě), kde pevnost předpínací výztuže se pohybuje kolem 1000 až 2000 MPa a její tažnost je menší než u betonářské výztuže.



Obrázek 6: Vlastnosti betonářské a předpínací výztuže [4]

1.4 Betonářská výztuž

Základním vyztužovacím prvkem železobetonové konstrukce je betonářská výztuž, která musí splňovat nároky na životnost této konstrukce dosahující až 100 let.

1.4.1 Současný stav betonářské oceli

V České republice platí pro dodávání betonářských ocelí norma ČSN 42 0139 Ocel pro výztuž do betonu – Svařitelná žebírková betonářská ocel – Všeobecně. Norma ČSN 42 0139 je vypracována v souladu s evropskou normou EN 10080:2005, která je převzata jako ČSN EN 10080:2005. Norma ČSN 42 0139 doplňuje evropskou normu o značky

svařitelných žebírkových ocelí pro výztuž do betonu používaných v ČR. Dle normy ČSN 42 0139:11/2007 se dodávané betonářské oceli klasifikují jako nelegované jakostní oceli. *Tabulka 3* udává některé betonářské oceli a jejich vlastnosti vyráběné v roce 2007 a 2008 [2].

Tabulka 3: Přehled vlastností některých betonářských ocelí vyráběných v roce 2007 a 2008 [2]

Země výrobce oceli	Značení oceli		Mechanické vlastnosti				
	Národní značka oceli	Evropská značka oceli (EN 10027- 1)	Mez kluzu(min) Re (MPa)	Pevnost v tahu (min) Rm (MPa)	Tažnost (min)		A _{gt} (min) (%)
					A ₁₀ (%)	A ₅ (%)	
Portugalsko	A 400 NR	B420B	400	460	-	-	5,0
Německo	BSt 420 S	B420B	420	500	10	-	5,0
UK	B500A	B500A	500	-	-	-	2,5
Německo	BSt 500 M		500	550	8	-	2,5
Německo	BSt 500 KR		510	550	10,5	-	3,0
Rakousko	M 500		500	560	-	8	2,5
UK	B500B	B500B	500	-	-	-	5,0
ČR	10 505.9	-	500	550	10	-	-
Portugalsko	A 500 NR	B500B	500	550	-	-	5,0
Německo	BSt 500 S	B500B	500	550	10	-	5,0
Německo	BSt 500 WR		500	550	10	-	5,0
ČR	Třinec BSt 550	B 550B	550	620	-	17	5

1.4.2 Značení a technologie výroby betonářských ocelí

V 90-tých letech minulého století zahájily Třinecké železárny a.s. výrobu řízeně ochlazované betonářské oceli pod označením 10 505.9. Při řízeném ochlazování oceli z doválcování teploty dochází k prudkému ochlazování ohřáté ocelové tyče vycházející z válců. Ochlazování probíhá v chladícím úseku a chladí se vodou. Tímto se ocel povrchově zakalí do hloubky asi 1/6 jejího průměru. Po opuštění chladícího úseku se zakalená ocel popustí teplem jádra tyče (termické zušlechtnění). Smluvní mez kluzu u takto zpracované oceli je blízká pevnosti, což zajišťuje vyšší pevnost v povrchové vrstvě tyčí, při zachování houževnatého jádra [2].

Dle ČSN 42 0139 (v souladu s normou ČSN EN 10080) se dodávané betonářské oceli označují písmenem B, za kterým je číselná hodnota meze kluzu v MPa a písmena (A, B, C) dané hodnotami R_m/Re a A_{gt} [2].

Označení A, B, C za číslem znamená:

A - hodnoty minimálně: $R_m/Re = 1,05$, $A_{gt} = 2,5 \%$

B - hodnoty minimálně: $R_m/Re = 1,08$, $A_{gt} = 5,0 \%$

C - hodnoty minimálně: $R_m/Re = 1,15$ až $1,35$, $A_{gt} = 7,5 \%$ a vyšší %

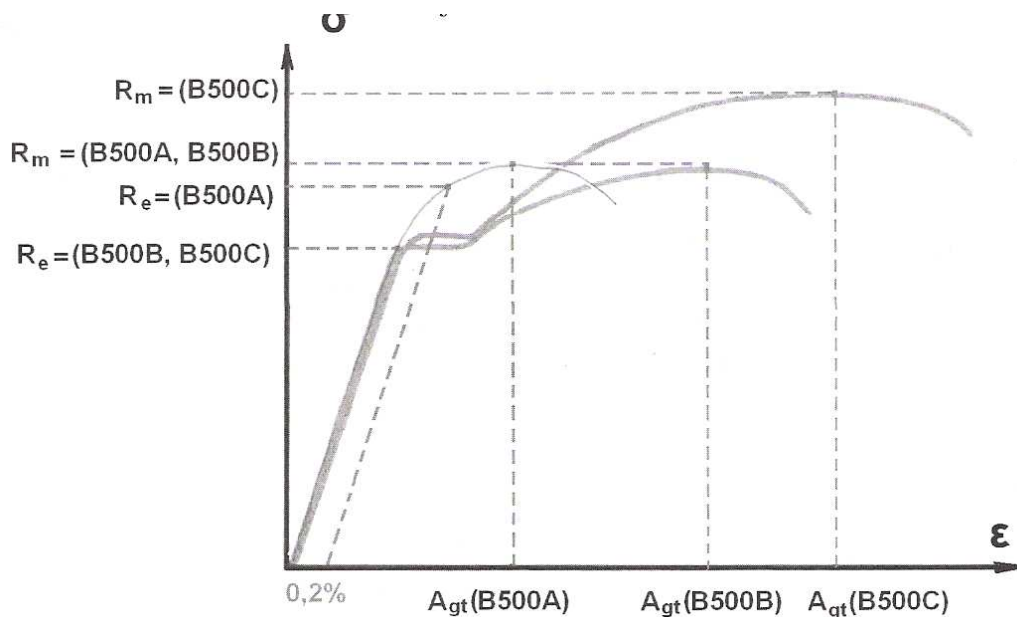
Označení A, B, C udává i způsob výroby.

A – tváření za studena,

B – válcování za tepla, řízeně dochlazované z doválcovací teploty,

C – ocel mikrolegovaná, vyráběná válcováním za tepla.

U oceli tvářené za studena je výrazně nižší hodnota tažnosti A_{gt} než v případě oceli válcované za tepla. Na *obrázku 2* je vidět patrný základní rozdíl mechanických vlastností různě vyrobených ocelí. Mikrolegovaná ocel, válcovaná za tepla (C), má oproti oceli válcované za tepla s řízením ochlazováním (B) vyšší hodnoty tažnosti. Ocel tvářená za studena (A) má oproti oceli válcované za tepla, řízeně ochlazované (B), nižší tažnost. Tyto vlastnosti by se měly zohlednit při volbě oceli na dynamicky namáhané konstrukce [2].



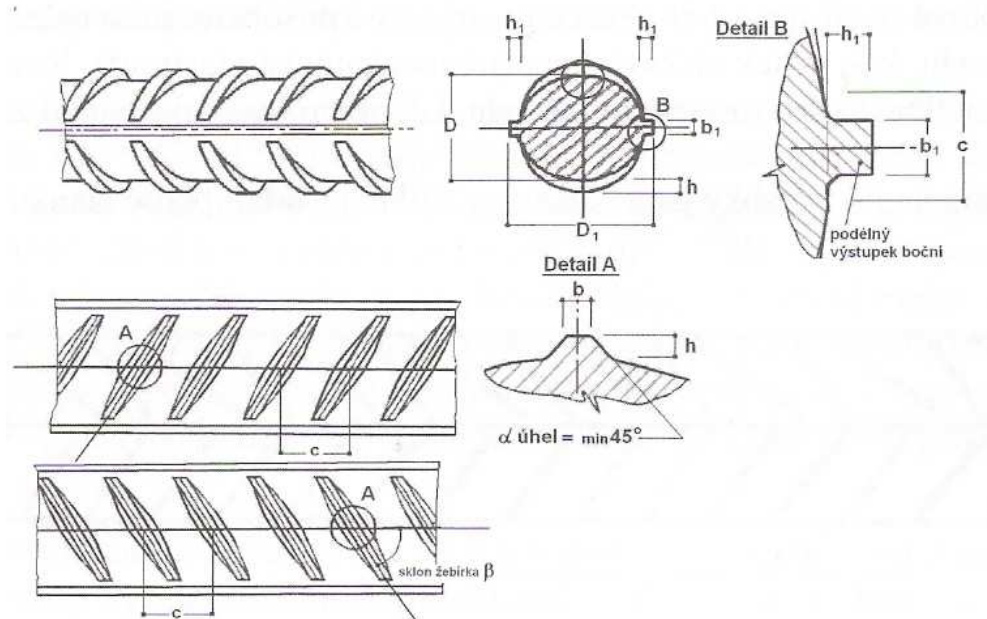
Obrázek 7: Pracovní diagram oceli podle ČSN EN 1992-1-1, označení parametrů podle ČSN 42 0139 [2]

1.4.3 Tvary žebírek betonářské oceli

Tvar žebírek není jednotný pro stejnou značku betonářské oceli, protože podmínky pro dodání se řídí národními normami jednotlivých zemí. Jednotně válcované tvary žebírek v EU podle harmonizované normy EN 10080 jsou na *obrázku 8*, kde příčné žebírko má dvě protisměrně uspořádané řady. Tvary příčných žebírek jsou požadovány vzhledem k soudržnosti mezi ocelí a betonem a jsou určeny těmito parametry[2]:

- výškou příčného žebírka – h , h_1 ,
- vzdáleností žebírek – e , c_1 , c_2 ,
- sklonem příčných žebírek k ose tyče - β ,
- sklonem boku příčného žebírka - α ,
- průměty příčných žebírek [2].

Na jedné řadě žebírek nebo vtiskem značky se vyznačuje na každé betonářské oceli země výrobce a výrobní závod. Toto označení se opakuje v intervalu kratším než-li délka 1,5 m. Každá země a výrobní závod mají svoji kódovou symboliku, která je v souladu s EN 10080. Označení se provádí zesílením žebírek nebo vyválnčováním značek na žebírka. Označení země začíná dvěma zesílenými žebírky a pokračuje kódové označení výrobce. Číslo výrobku se označuje na protilehlé straně a v případě tyčí začíná třemi zesílenými žebírky[2].



Obrázek 8: Schéma jednotného tvaru příčných žebírek podle harmonizované normy EN 10080 [2]

1.5 Svařitelnost betonářské výztuže

Pojem svařitelnost je mimořádně složitý, protože svařitelnost je ovlivňována řadou aspektů. U betonářské oceli mezi tyto aspekty patří:

- chemické složení základního materiálu,
- způsob výroby oceli,
- vlastní technologie svařování [2].

1.5.1 Chemické složení základního materiálu

Dle normy ČSN 42 0139 vyráběné betonářské oceli se zařazují mezi uhlíkové oceli a podle normy ČSN EN 10027-1 se zařazují do skupiny 1. Svařitelnost betonářské oceli je tedy určena zejména chemickým složením. Výrobci udávají pouze maximální obsahy prvků C, S, P, N, Cu [2]. Jednotlivé vlivy těchto prvků jsou:

Uhlík – ovlivňuje především mechanické vlastnosti oceli (R_m , R_e a HV oceli). Se zvyšujícím obsahem se snižují plastické vlastnosti oceli a roste riziko zakalení oceli při svařování. Hodnota uhlíku v oceli je omezována na 0,25 hm %, při které se ještě nepředpokládá vznik studených trhlin ve svarech. Vznik martenzitu v TOO svaru a jeho množství je omezeno hodnotou tvrdosti, která nesmí překročit hodnotu 350 HV. Tato hodnota odpovídá množství uhlíku 0,25 % a 50 % martenzitu ve struktuře v TOO [5].

Síra – vysoký obsah je jednou z hlavních příčin vzniku lamelárních trhlin a teplých likvačních trhlin. Obsah síry má být max. do 0,04 hm % [5].

Fosfor – zvyšuje mez kluzu i mez pevnosti a zvyšuje odolnost proti atmosférické korozi především ve spojení s mědí. Přítomnost v oceli snižuje plasticitu oceli a způsobuje zkřehnutí za studena. Obsah fosforu by měl být max. do 0,04 hm % [5].

Dusík – vznik nitridů má podstatný vliv na vlastnosti ocelí. Zvyšuje mez kluzu, pevnost a tvrdost při současném snižování tažnosti, vrubové houževnatosti, příp. tvrdost. Vylučováním nitridů železa dochází v oblasti teplot 100 až 350 °C ke stárnutí a křehkosti oceli [5].

Měď – obsah mědi do 0,26 hm % je neškodný. Měď v oceli snižuje rychlost koroze [5].

Způsob výroby betonářské oceli ovlivňuje svařování nosných spojů a to z toho důvodu, že v současné době jsou oceli vyráběné válcováním za tepla s řízeným ochlazováním a nebo s tvářením za studena. Při svařování je pevnost povrchové vrstvy tyče snížena, hodnoty meze kluzu v TOO se dostávají na spodní hranici (kolem 500 MPa). Teplota interpass při svařování nesmí překročit 500 °C.

1.5.2 Technologie svařování

Betonářské oceli se svařují většinou bez předehřevu. Je vyžadován při svařování nosných spojů v nestandardních podmínkách (teploty vzduchu mezi -5 °C až 0°C). Pod teplotu -5 °C se svařování nepřipouští. Teplota předehřevu je minimální 100 °C, přičemž není nutné zajištění pomalého ohřívání. Velké průměry tyčí betonářské oceli nebo svařování s jinými částmi konstrukce z legovaných ocelí se předehřívají dle návrhu teploty předehřevu podle ČSN EN 1011-2, metoda A. Předehřev eliminuje vliv vodíkového praskání [2].

Jako kritéria svařitelnosti pro účely vyhodnocení svařitelnosti betonářské oceli se posuzují:

- hodnota uhlíkového ekvivalentu CEV (C_{eq}),
- posouzení svařitelnosti podle ČSN EN ISO 17660-1 pro nosné spoje a ČSN EN ISO 17660-2 pro nenosné spoje.

1.5.2.1 Přídavný materiál

Přídavné materiály a jejich vhodnost použití je určena zejména chemickým složením, pevností v tahu, meze kluzu, tažnosti a hodnoty nárazové práce základního a přídavného materiálu. Tyto vlastnosti prokazuje výrobce zkouškami před zahájením výroby a dále pak pravidelnými zkouškami v souladu s ISO 9001 a ČSN EN 13479. Přídavné materiály se

volí s ohledem na jejich konkrétní použití, podle tvaru spoje, polohy svařování a provozních podmínek svařování [2].

Obalené bazické elektrody musí být před použitím vysušeny dle pokynů výrobce. Na montáži musí být materiál uložen v těsněných obalech (např. termopouzdech). Pro svařování metodou 111 je vhodné používat elektrodu s bazickým obalem a to z důvodu její vyšší nárazové práce a vyšší odolnosti svarového kovu proti vzniku trhlin v porovnání s elektrodou s jiným obalem. Obsah difúzního vodíku ve svarovém kovu nesmí překročit hranici $H = 15 \text{ ml/100g}$ svarového kovu. Dle normy ČSN EN ISO 3690 lze určit množství vodíku ve svarovém kovu. V *tabulce 4* je doporučený přídatný materiál pro svařování metodou 111 [2].

Tabulka 4: Příklad použití přídatného materiálu u betonářské oceli od roku 2008 [2]

Označení oceli	Chemické složení (%)						Uhlíkový ekvivalent CEV	Přídavný materiál (výrobce ESAB Vamberk)
	Rozbor	C max	S max	P max	N max	Cu max		
B420 B	tavby	0,22	0,050	0,050	0,012	0,80	0,50	OK 48.00
B500A								OK 55.0
B500B								OK 74.78
B550A								OK 74.78
B550B	výrobku	0,24	0,055	0,055	0,014	0,85	0,52	OK 74.78 OK 75.75
B500C	určuje výrobková specifikace betonářské oceli							
B550C	určuje výrobková specifikace betonářské oceli							

1.5.2.2 Druhy spojů

Svarové spoje betonářské oceli mohou být nosné (ČSN EN ISO 17660-1) nebo nenosné (ČSN EN ISO 17660-2).

Nosné svarové spoje přenášejí stanovená zatížení mezi tyčemi betonářské oceli, nebo i jinými částmi konstrukce. Tyto spoje jsou jednoznačně označeny ve výkresech v realizační dokumentaci stavby s označením NS – nosný spoj, s uvedením typu spoje. Požadavky na únavu stanovené pro základní materiál z betonářské oceli musí být splněny i pro nosný spoj [13].

Druhy nosných svarových spojů:

- tupé spoje,
- přeplátované spoje s přesahem,
- spoje s příložkami,
- křížové spoje,
- spoje s jinou ocelovou součástí.

Nenosné svarové spoje jsou spoje, které mají za úkol fixaci polohy betonářské oceli v bednění nebo z důvodu vodivého spojení. Nenosné spoje jsou označovány ve výkresech v realizační dokumentaci stavby s označením NNS – nenosný spoj. Nesmí ovlivnit plnou únosnost a houževnatost tyčí z betonářské oceli a po svaření nesmí způsobit zkřehnutí základního materiálu.

Druhy nenosných svarových spojů:

- přeplátované stehové spoje,
- křížové spoje.

2 STUDIUM PŘECHODOVÝCH OBLASTÍ

TERMOMECHANICKY ZUŠLECHTĚNÉ VRSTVY TYČÍ

BETONÁŘSKÉ VÝZTUŽE

Konečná úprava u betonářské výztuže má za následek změnu struktury povrchové vrstvy, kdy dojde ke zvýšení meze kluzu a meze pevnosti. Při svařování se tato povrchová vrstva popustí do stavu houževnatého jádra [6].

Vznik nepříznivých struktur ve svarovém kovu a TOO lze zamezit pomalejším ochlazováním po svařování. Pokud není uvedeno u přídavného materiálu, tak při standardních podmínkách není vyžadováno žádné opatření a chladnutí může probíhat na vzduchu[6].

Mezi další možnost vzniku nepříznivých struktur je použití nevhodných přídavných materiálů. Z hlediska svařování jsou nepříznivé bainitické a martenzitické struktury, které zvyšují meze kluzu a pevnosti, ale současně snižují hodnoty houževnatosti [6].

2.1 Fázové přeměny

Fázové přeměny jsou kvalitativní změny v atomovém uspořádání jednotlivých fází termodynamické soustavy. Fázové změny jsou:

- změny skupenství:
 - krystalizace,
 - tavení
- přeměny v tuhém stavu:
 - polymorfní přeměny,
 - rozpad přesyceného tuhého roztoku,
 - přeměny přechlazeného austenitu v soustavě Fe – C.

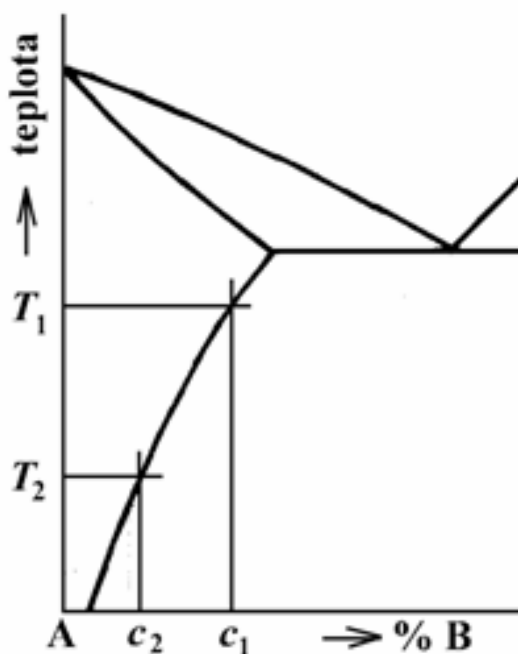
2.1.1 Polymorfní přeměny

Při těchto přeměnách se v závislosti na vnějších podmínkách (hlavně teploty) mění typ krystalové mřížky dané látky. Tyto přeměny se dají označit také jako překrystalizace a je to děj vratný, tzn. při přechodu přes teplotu transformace se změní mřížka (obecně) typu **a** na mřížku typu **b** a při zpětném přechodu se **b** mění zpět na **a** [8].

2.1.2 Rozpad přesyceného tuhého roztoku

K přesycení tuhého roztoku dochází u slitin s omezenou rozpustností a se změnou rozpustnosti v tuhém stavu. Při teplotě T_1 má uvažovaná slitina určité rovnovážné složení c_1 (viz. obrázek 9). Při prudkém ochlazení z teploty T_1 na teplotu $T_2 < T_1$ zůstane c_1 látky B rozpuštěno v tuhém roztoku α , který se tím přesytí (označuje se α'), neboť teplotě T_2 odpovídá rovnovážná koncentrace $c_2 < c_1$. Přesycená soustava se snaží změnit, aby se opět dostala do stavu rovnováhy. Proto se postupem doby přesycený tuhý roztok α' rozpadá (na směs tvořenou rovnovážným tuhým roztokem α a fází bohatou na složku B), neboli stárne. Stárnutí může být přirozené (pokud probíhá za teploty okolí) nebo umělé (při zvýšené teplotě) [8].

Při stárnutí se nadbytek přísadového prvku daný rozdílem rovnovážných koncentrací $c_2 - c_1$ dostává do tzv. precipitující fáze (precipitátu), která se vůči původní fázi chová jako heterogenní. Mechanismus rozpadu tuhého roztoku se nazývá precipitace [8].



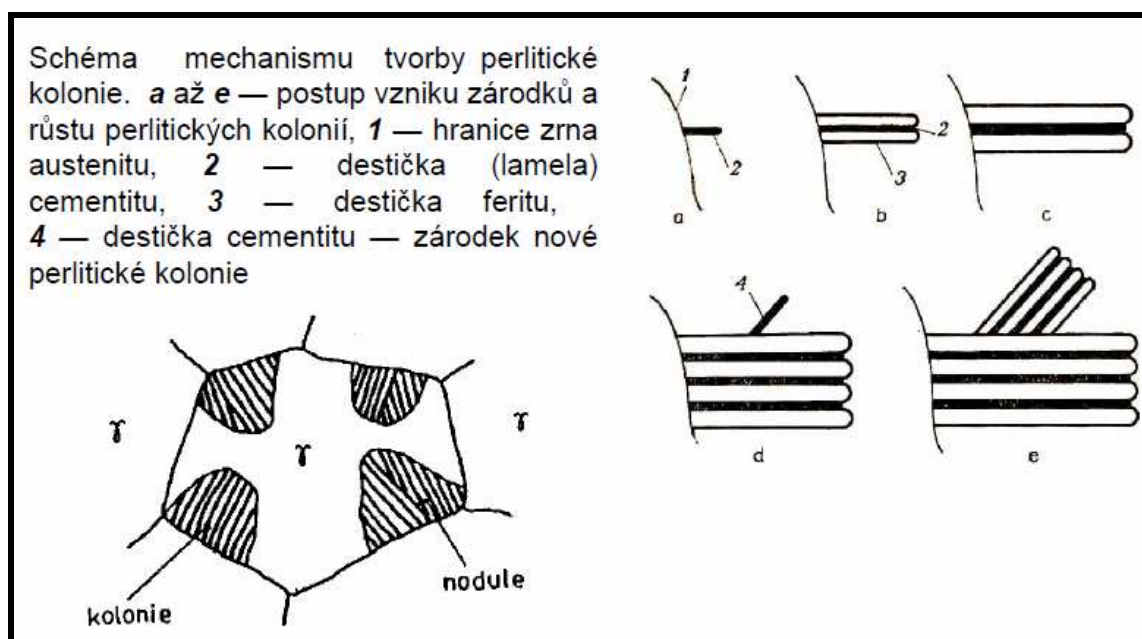
Obrázek 9: Přesycený tuhý roztok[8]

2.1.3 Přeměny přechlazeného austenitu

Perlitická přeměna

Perlitická přeměna je technicky nejvýznamnějším druhem eutektoidního rozpadu tuhého roztoku. Perlit se skládá z lamel feritu a cementitu, které jsou uloženy střídavě vedle sebe. Skupiny lamel jsou uspořádány navzájem rovnoběžně, tzv. perlitické kolonie (viz. obrázek 10). Skupiny perlitických kolonií tvoří tzv. perlitickou noduli, která v průběhu transformace austenitu na perlit roste jako kompaktní perlitická oblast obklopená v první

fázi transformace ze všech stran austenitem. V pozdějších stádiích přeměny se rostoucí nodule setkávají [8].



Obrázek 10: Schéma mechanismu tvorby perlitické kolonie[7]

Při tvorbě perlitu musí zároveň vznikat zárodky feritu i cementitu. Některý vznikne jako první a zahájí perlitickou transformaci a nazývá se aktivní zárodek perlitu. Rychlost tvorby zárodků perlitu závisí na velikosti zrna, homogenitě austenitu, na přítomnosti vměstků a na čase a teplotě. Při nižších teplotách vznikají menší perlitové kolonie a zrna perlitu [8].

Aktivní zárodek vznikne s největší pravděpodobností na hranici austenitických zrn. Pokud vznikne jako první zárodek cementitu, tak obsah uhlíku v cementitu je podstatně vyšší než v austenitu, který ho obklopuje. Proto dochází k difúzi uhlíku z austenitu k zárodku cementitu. Tím se okolí zárodku ochuzuje o uhlík a je tak větší možnost vzniku zárodku feritu, který se vyznačuje velmi nízkým obsahem uhlíku. Uhlík je proto vytěšňován do okolí feritického zárodku, jeho koncentrace v austenitu se zvyšuje a může opět vzniknout zárodek cementitu. Tak se střídavě opakuje nukleace cementitu a feritu [8].

Zárodky rostou dokud na sebe nenarazí, většinou jsou dříve omezeny ve svém bočním růstu a rostou jen čelním směrem [8].

Bainitická přeměna

Bainitická přeměna je považována za reakci smíšené povahy, za přechod mezi difúzní perlitickou přeměnou a bezdifúzní martenzitickou transformací. Probíhá při větším přechlazení austenitu, když jeho přeměna probíhá při teplotách nižších (500 až 250 °C) [7,8].

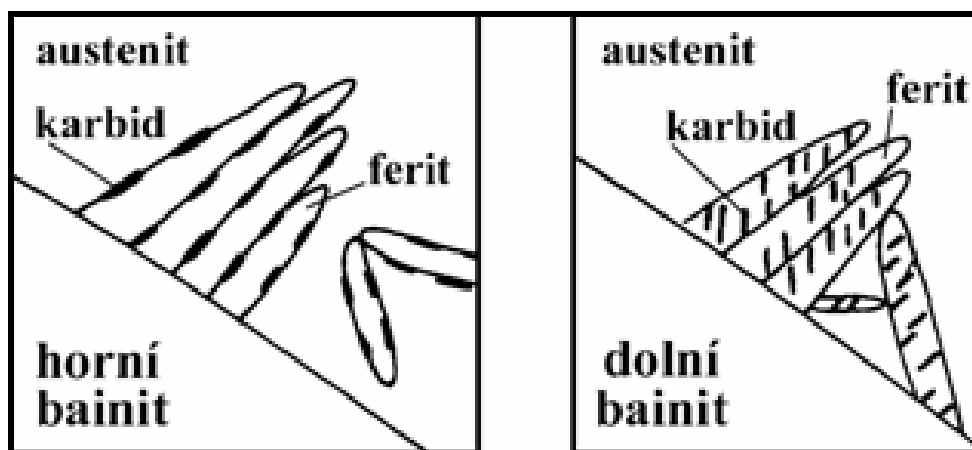
Předpokládá se, že po ochlazení austenitu na teploty, při kterých:

- už není možná perlitická přeměna, neboť substituční difuze atomů Fe je téměř nemožná[8],
- ještě není možná martenzitická transformace, protože danému chemickému složení austenitu odpovídá nižší teplota M_s .

V přechlazeném austenitu nastává difuze uhlíku a vznikají oblasti obohacené uhlíkem a místa o uhlík ochuzená, případně že část uhlíku precipituje ve formě cementitu. Je-li snížení obsahu uhlíku v ochuzených oblastech dostatečně velké, zvýší se tam teplota M_s až nad okamžitou teplotu soustavy a austenit může transformovat na martenzit. Ten je však stále ještě silně přesycen uhlíkem a protože je teplota přeměny stále dostatečně vysoká pro intersticiální difuzi uhlíku, precipitují ze vzniklého martenzitu karbidy [7,8].

Podle transformační teploty rozlišujeme (viz. *obrázek 11*):

- **Horní bainit** vzniká při teplotách 350 až 500°C, jeho strukturu tvoří svazky hrubších jehlic bainitického feritu s podélně uspořádanými částicemi cementitu, které jsou vyloučeny hlavně na povrchu jehlic [7].
- **Dolní bainit** vzniká při teplotách nižších a je tvořen tenkými deskami bainitického feritu více přesyceného uhlíkem, takže k precipitaci karbidů dochází převážně uvnitř desek. Je jemnější než horní bainit a vlastnosti se blíží vlastnostem martenzitu [7].



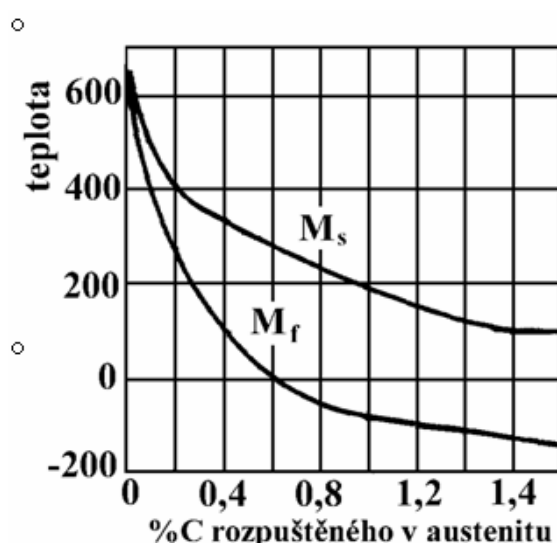
Obrázek 11: Struktura horního a dolního bainitu[7]

Martenzitická přeměna

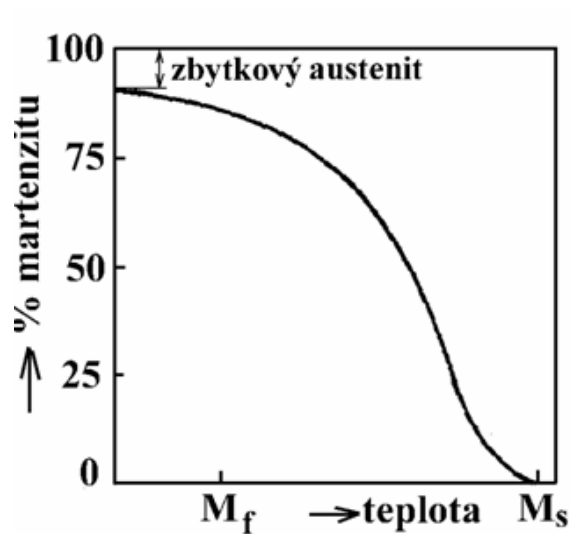
Při martenzitické přeměně musíme austenit ochladit tak rychle, aby nedošlo ke změně v oblastech teplot perlitické a bainitické transformace a při nízkých teplotách (nižší než 200°C) transformoval na martenzit.

Ve srovnání s perlitickou přeměnou má martenzitická transformace některé zvláštní rysy:

- Teploty, při kterých martenzitická transformace začíná (M_s) a končí (M_f), nezávisí na rychlosti ochlazování austenitu. Teplota M_s je funkcí stavu austenitu, především jeho chemického složení (viz. *obrázek 12*).
- Martenzitická transformace začíná ihned po dosažení teploty M_s – bez inkubační doby. Přitom každé teplotě M_s odpovídá určité množství vzniklého martenzitu a setrvání na konstantní teplotě pod M_s nezvýší jeho obsah ve struktuře. K dalšímu zvýšení podílu martenzitu je potřeba snížit teplotu. Pro každou ocel je tak možno sestavit tzv. martenzitickou křivku – závislost množství vzniklého martenzitu na teplotě přeměny (viz. *obrázek 13*).



Obrázek 12: Závislost M_s a M_f na obsahu C v austenitu [8]



Obrázek 13: Martenzitická křivka [8]

Velká tvrdost martenzitu v ocelích je dána těmito zpevňujícími mechanismy:

- zpevnění tuhého roztoku, zejména intersticiálním uhlíkem,
- zpevnění vyvolané hranicemi martenzitických útvarů,
- substrukturní zpevnění.

2.2 Tepelně ovlivněná oblast svarových spojů

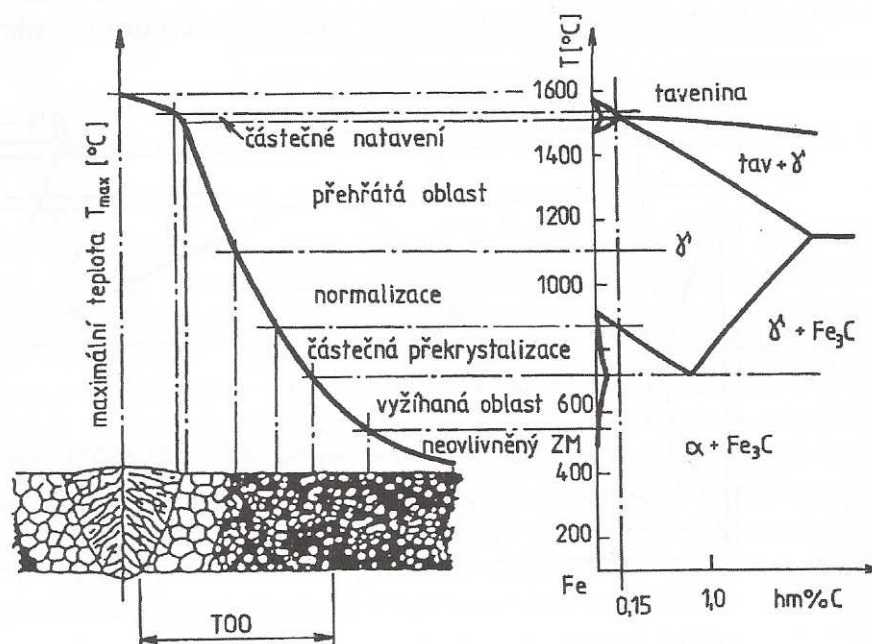
Tepelně ovlivněnou oblastí (TOO) nazýváme oblast svarového spoje, ve které dojde ke změnám mikrostruktury v důsledku působení zdroje tepla při svařování [5].

Při svařování ocelí dochází v TOO k výrazným změnám mikrostruktury, které mají zásadní vliv na vlastnosti svarových spojů. Tyto přeměny závisí zejména na:

- chemickém složení ocelí,
- původní mikrostruktuře,
- teplotních cyklech, kterými byla TOO ovlivněna (rychlost ohřevu, T_{\max} , rychlost ochlazování) [5,11].

Podle maximální teploty T_{\max} rozdělujeme svarový spoj ocelí s úplnou přeměnou $\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$ na následující oblasti (obrázek 14):

- Svarový kov,
- přechodové pásmo = hranice ztavení (natavení) – úzká zóna mezi teplotami solidu T_S a teploty likvidu T_L ,
- TOO s následujícími oblastmi:
 - pásmo přehřátí definované rozmezím teplot $T_S \div T_{př}$,
 - pásmo normalizace definované teplotami $T_{př} \div A_{C_3}$,
 - pásmo částečné překrystalizace definované teplotami $A_{C_1} \div A_{C_3}$,
 - pásmo ovlivněné na teploty nižší než A_{C_1} [5,11].



Obrázek 14: Vliv teplotního účinku svařování na strukturu svarového spoje [11]

2.2.1 Pásma částečné překrystalizace ($Ac_1 + Ac_3$)

U nelegovaných nízkouhlíkových ocelí s feriticko perlitickou strukturou nezačíná transformace perlitu na austenit při rovnovážné teplotě Ac_1 , ale při teplotě vyšší. Teplotní hystereze je tím větší, čím větší je rychlost ohřevu v první fázi teplotního cyklu. Po dosažení teploty přeměny perlit transformuje postupně na austenit. Protože je tato přeměna závislá na rychlosti difúze je nutný i k částečné transformaci určitý čas, který odpovídá určité teplotě mezi $Ac_1 - Ac_3$. Proto transformace neprobíhá v celém objemu zrna perlitu najednou. Z již přetransformovaného austenitu difunduje uhlík do okolního dosud netransformovaného feritu. Postupující difúzí by docházelo k postupné přeměně $\alpha \rightarrow \gamma$, která by se dokončila při teplotě Ac_3 . S ohledem na teplotní cyklus pásma částečné překrystalizace však tento proces neproběhne obvykle až do konce. Při rychlosti ochlazování odpovídající v tomto pásmu TOO svařování elektrickým obloukem pak nestačí proběhnout obrácený proces, tj. difúze uhlíku zpět do bývalého perlitického zrna. Výsledkem transformace $\gamma \rightarrow \alpha$ za těchto podmínek je charakteristická forma perlitu zvaná „načechraný perlit“ nebo „chomáčková struktura“ [11].

Při větších rychlostech ochlazování se může zbytek bývalého perlitu zakalit na martenzit eutektoidní koncentrace a nebo na přechodové struktury. Účinkem difuze uhlíku přes hranici zrn se zároveň drobí původní feritická zrna. Podle výše dosažené teploty mezi Ac_1 a Ac_2 můžeme ve struktuře rovněž pozorovat určitý objem původní netransformované struktury, která je vysoce popuštěna. V důsledku těchto změn vzniká

v pásmu částečné překrystalizace nehomogenní struktura co do velikosti zrn i produktů transformace po ochlazení [11].

2.2.2 Pásmo normalizace ($Ac_3 \div T_{př}$)

Při teplotách nad teplotou Ac_3 vzniká úplná transformace $\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$. Mikrostruktura této zóny je během fáze ohřevu čistě austenitická s polyedrickými zrnky. Při ochlazování může v závislosti na rychlosti ochlazování vznikat celá škála mikrostruktur (martenzitická, bainitická, feriticko-perlitická nebo mikrostruktury smíšené). Typ mikrostruktury můžeme určit podle rychlosti ochlazování a ARA diagramu v podmínkách svařování. Nižší teploty, než je teplota přehřátí a poměrně krátký čas setrvání nad teplotou Ac_3 způsobí, že austenitické zrno nestačí zhrubnout a spolu s rychlostí ochlazování umožní získat po ochlazení jemnozrnnou strukturu [11].

2.2.3 Pásmo přehřátí ($T_{př} \div T_S$)

V pásmu přehřátí dochází k úplné transformaci $\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$ a prakticky u všech metod svařování zde dochází k růstu zrna. U běžných uhlíkových ocelí se teplota přehřátí pohybuje okolo 1050 °C. Míra růstu zrn závisí na chemickém složení oceli a intenzitě tepelného ovlivnění, které charakterizuje především měrný tepelný příkon zdroje tepla při svařování Q . Proto při svařování technologií 111 se pozoruje relativně malý růst zrna. Větší zhrubnutí zrna pozorujeme při svařování pod tavidlem a při elektrostruskovém svařování. Podle rychlosti ochlazování může v tomto pásmu TOO vzniknout martenzitická, bainitická, feriticko-perlitická, nebo struktury smíšené [11].

2.3 Diagramy rozpadu austenitu

Přeměna austenitu na jednotlivé struktury může proběhnout dvěma rozdílnými způsoby ochlazování:

- 1) Ochlazení austenitu na danou teplotu proběhne časově velice rychle. Rozpad austenitu probíhá v určitém časovém intervalu při konstantní teplotě (izotermicky). Takovýto způsob ochlazování odpovídá ochlazování malých nebo tenkých předmětů a nazývá se izotermické. Zobrazuje se v diagramech izotermického rozpadu austenitu (IRA) [12].
- 2) Ochlazování austenitu bude probíhat různými rychlostmi plynule až na teplotu okolí. Rozpad austenitu probíhá opět v určitém časovém intervalu, ale při plynule klesající teplotě (anizotermicky). Takovýto způsob ochlazování

odpovídá ochlazování hmotnějších předmětů a nazývá se anizotermické (ARA) [12].

2.3.1 Diagramy ARA

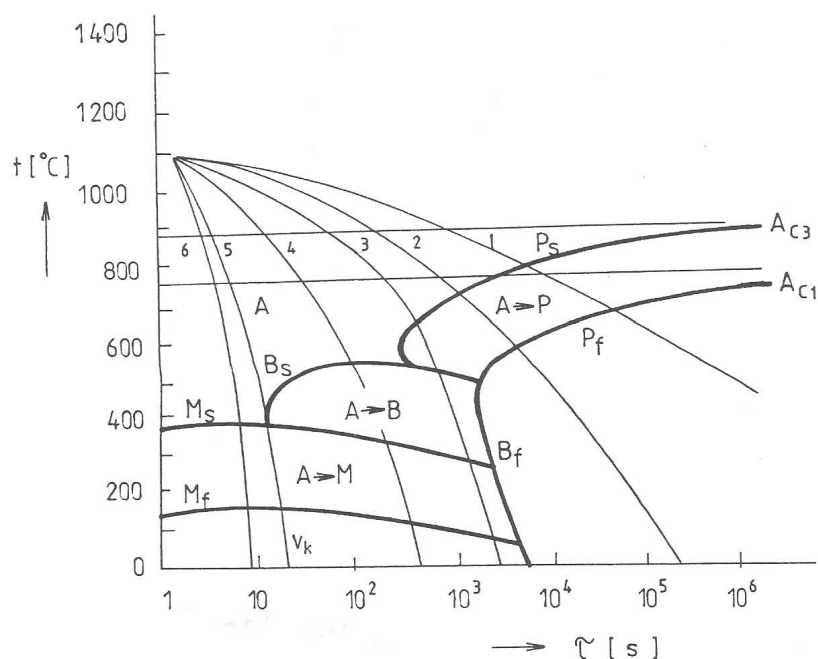
Diagramy ARA udávají počátky a konce jednotlivých přeměn, které byly získány při plynulém ochlazování austenitu různou rychlostí ochlazování (Obrázek 15). Při ochlazování uhlíkových ocelí podél křivek 1 a 2 vzniká při určitém přechlazení austenitu perlit, který je vyhovující v oblasti svaru. Při vyšší rychlosti ochlazování nestačí všechen austenit transformovat v perlitické oblasti a jeho část se zachová až do teplot, kdy již probíhá přeměna bainitická. Ve struktuře se v tomto případě objevuje perlit s bainitem (popř. martenzit v malém množství). Při rychlosti ochlazování podle křivky 4 probíhá rozpad austenitu přímo na bainit a pod M_s pokračuje martenzitickou přeměnou. Od určité rychlosti ochlazování (křivka 5) austenit přímo transformuje na martenzit. Křivka ochlazování označená v_k znázorňuje kritickou rychlost martenzitické přeměny, kdy výsledná struktura je tvořena přímo martenzitem [1,12].

Ze všech ochlazovacích rychlostí je nejvýznamnější kritická rychlost ochlazování v_k . Rychlosti ochlazování větší než je rychlost kritická (tzv. rychlosti nadkritické), nemají na vlastnosti výsledné martenzitické struktury prakticky žádný vliv kromě vzniku vyšších pnutí [1,12].

Budou-li rychlosti ochlazování menší než je rychlost kritická (tz. Rychlosti podkritické), křivka 4 v obrázku 15, rozpadne se část austenitu na perlit, část na bainit a na martenzit, pokud křivka protne izotermu M_s [1,12].

Z hlediska svařování je diagram ARA velice důležitý, protože nám podává informace o možných strukturních změnách v dané oceli [12].

Přesnější stanovení struktur ve svarových spojkách je možné určit ze speciálních ARA diagramů označených „In situ“, které jsou konstruovány pro podmínky ochlazování při svařování elektrickým obloukem [12].



Obrázek 15: Diagram ARA [1]

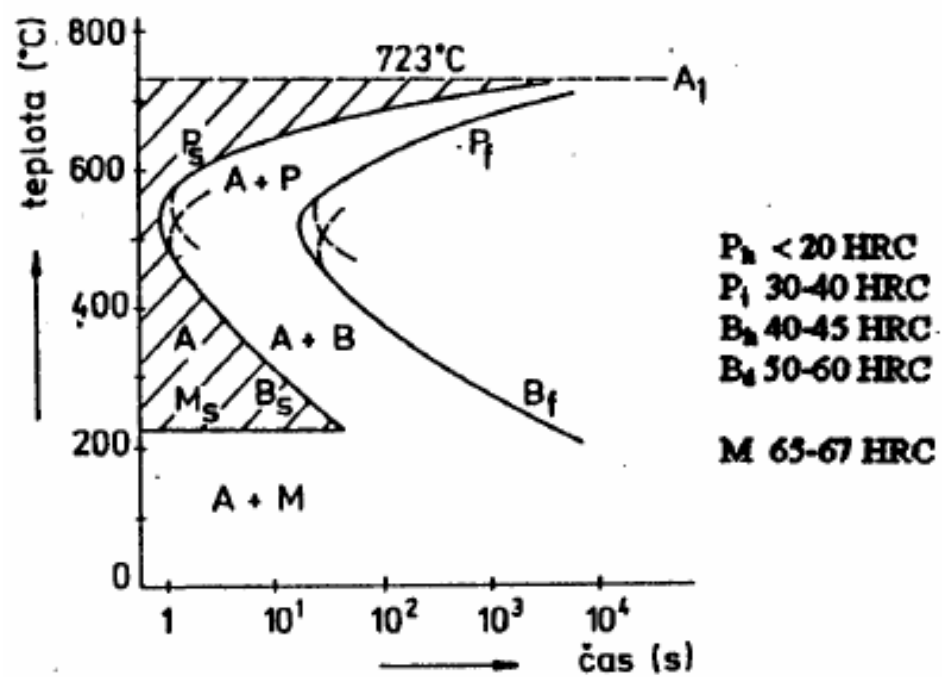
2.3.2 Diagramy IRA

Diagramy izotermického rozpadu austenitu (IRA) udávají dobu přeměny austenitu při různých teplotách za izotermických podmínek [1].

Křivky perlitické a bainitické přeměny se u uhlíkové oceli v určité oblasti překrývají (na obrázku 16 čárkovaně), diagram je však v této části nahrazen společnou křivkou počátku i konce izotermické přeměny austenitu (perlitické a bainitické) [1].

Vlevo od počátku přeměny austenitu (P_s , B_s) je struktura austenitická, vpravo od křivky přeměny austenitu (P_f , B_f) je struktura tvořena produkty přeměny [1].

Na tvar křivek v diagramech IRA a ARA má vliv mnoho činitelů, a to zejména obsah přísad v oceli.



Obrázek 16: Diagram IRA [12]

3 NÁVRH A PROVEDENÍ SVAROVÝCH SPOJŮ BETONÁŘSKÉ VÝZTUŽE

Zkušební svarové spoje byly zhotoveny z betonářské oceli B500B (značení dle normy EN 10027-1). Tato ocel je válcována za tepla, řízeně ochlazována z doválcovací teploty (viz. kap. 1.4.2) Její chemické složení a mechanické vlastnosti jsou uvedeny v *tabulkách 5 a 6*.

Tabulka 5: Chemické složení oceli B500B [2]

Rozbor	max. C [hm.%]	max. S [hm.%]	max. P [hm.%]	max. N [hm.%]	max. Cu [hm.%]	CEV
tavby	0,22	0,050	0,050	0,012	0,080	0,5
výrobku	0,24	0,055	0,055	0,013	-	0,52

Tabulka 6: Mechanické vlastnosti [2]

Ocel	Re min. [MPa]	Rm min. [MPa]	A ₁₀ min. [%]	A _{gt} min. [%]	Rm/Re min.
B500B	500	550	10	5	1,08

Spoje byly svařeny metodou 111 při dodržení teploty interpass 500°C bez předehřevu. Parametry svařování a přídavný materiál jsou uvedeny v *tabulce 7 a 8*.

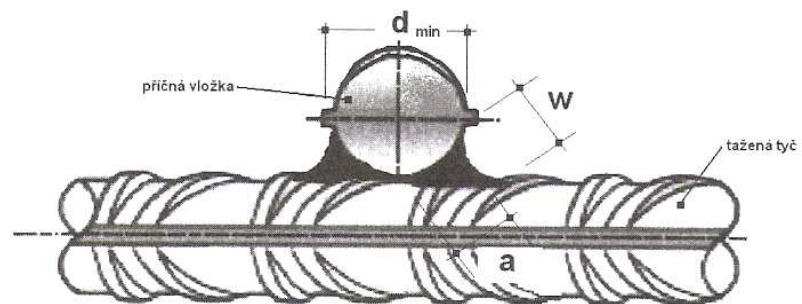
Pro posuzování přechodových oblastí byly vzorky odebrány z křížových spojů oboustranně svařených (viz. *obrázek 17*) a překládaných s přesahem (viz. *obrázek 18*).

Tabulka 7: Parametry svařování

	Průměr elektrody [mm]	Proud [A]	Napětí [V]	Polarita	Tepelný příkon [kJ.mm ⁻¹]
1. - 3. housenka	2,5	85 – 97	22 – 27	DC/+	1,4 – 1,9
4. – n. housenka	3,2	118 – 140	22 – 28	DC/+	1,5 – 1,9

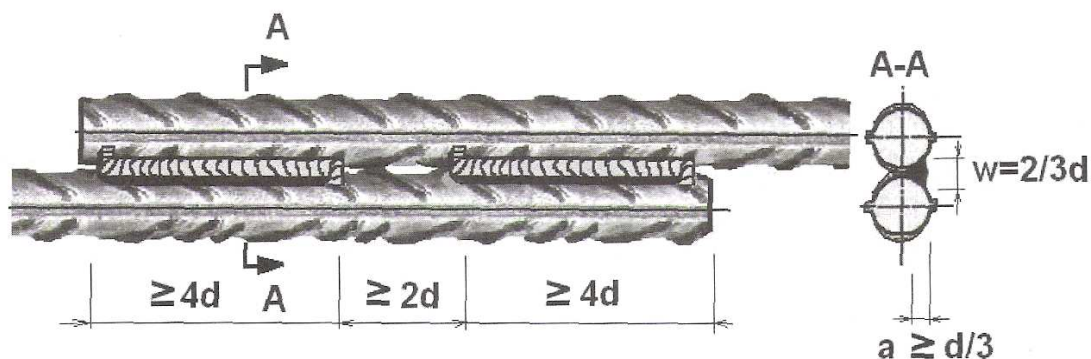
Tabulka 8: Přídavný materiál

Označení výrobce		Výrobce		
E – B 127		ESAB Vamberk s.r.o.		
Chemické složení			Režim sušení	
C [hm.%] 0,06	Si [hm.%] 0,50	Mn [hm.%] 2,0	100°C/1h + 300 – 350°C/2h	
Mechanické vlastnosti				
Rm [MPa]	Re [MPa]	A5 [%]	KV +20 [J]	Teplota zkoušení [°C]
660	580	23	130	+20



minimální velikost svaru $a \geq 0,3 d_{\min}$
 minimální délka svaru $l \geq 0,5 d_{\min}$

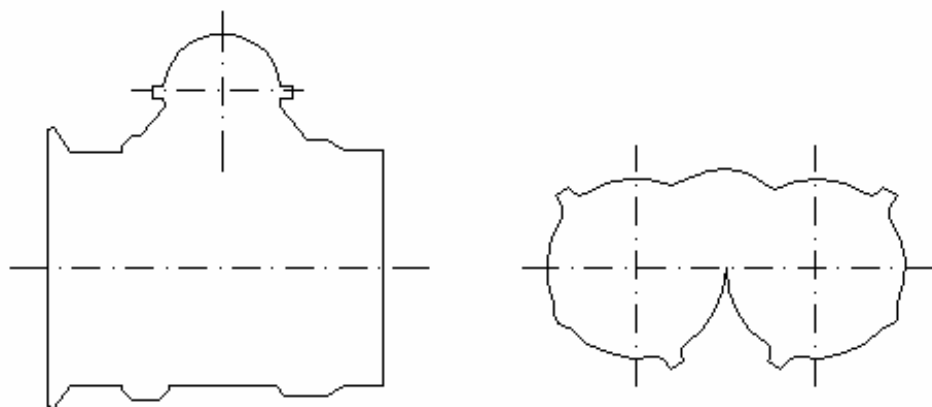
Obrázek 17: Nosný křížový spoj oboustranný podle ČSN EN ISO 17660-1 [2]



Obrázek 18: Překládaný nosný spoj s přesahem, jednostranný podle ČSN EN ISO 17660-1 [2]

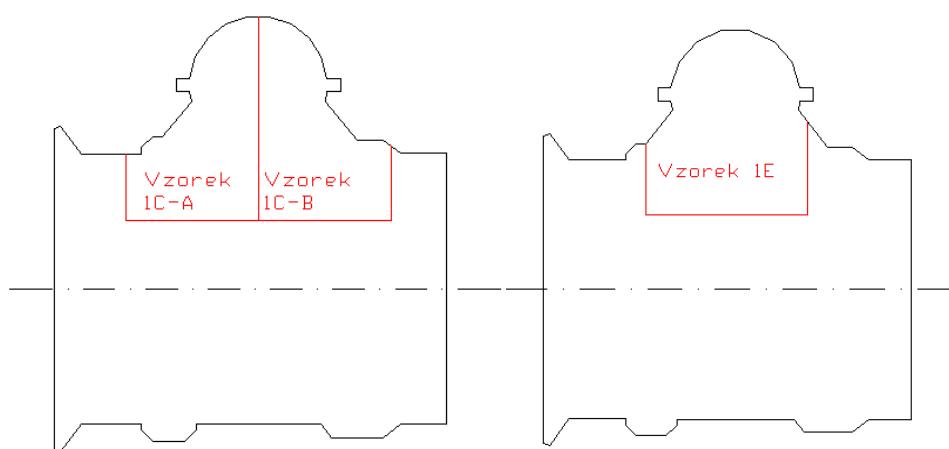
3.1 Příprava vzorků

Vzorky křížových spojů 1A ($\varnothing 18 \times \varnothing 30$), 1C ($\varnothing 12 \times \varnothing 32$), 1E ($\varnothing 10 \times \varnothing 30$) a vzorek překládaného spoje 2B ($\varnothing 12 \times \varnothing 12$) byly nařezány kolmo na osu svaru (viz obrázek 19).



Obrázek 19: Schéma nařezaných vzorků (vlevo vzorky 1A, 1C a 1E, vpravo vzorek 2B)

Další úprava vzorků spočívala v přípravě vzorků (1C, 1E a 2B) na měření mikrotvrdosti podle Vickerse, provedeného na automatickém mikrotvrdoměru AMH43 firmy Leco. Z důvodů požadavku na uchycení vzorků při měření hodnot mikrotvrdostí na mikrotvrdoměru AMH43 se vzorky upravily na brusce Struers Discotom 50 dle obrázku 20. U vzorku 1C byl rozdělen křížový spoj na dvě části (levá strana – Vzorek 1C-A, pravá strana – Vzorek 1C-B). Takto nařezané vzorky se potom zalévaly do dentacrylu na zalévacím lisu Struers ProntoPress – 20.



Obrázek 20: Schéma řezání vzorků 1C a 1E

3.1.1 Příprava vzorků pro posouzení makrostruktury

Na broušení vzorků byly použity brusné papíry o zrnitosti (80, 160, 320, 500, 800). Po broušení a oplachu vodou se leptalo (10% vodný roztok HNO₃). Makrostruktura byla dokumentována digitálním fotoaparátem Olympus.

3.1.2 Příprava vzorků pro posouzení mikrostruktury

Vzorky se brousily na brusce Tegrapol-35 na vodě-odolných brusných papírech o různé zrnitosti (800, 1200, 1500, 2500). Po broušení následovalo leštění cca 7 min. Aby

nevznikala koroze, se vzorky oplachovaly lihem a sušily. Vzorky se leptaly Nitalem (4% HNO_3). Aby se odstranila zpevněná vrstva po broušení, musely se vzorky leštit a leptat ještě jednou. Posouzení mikrostruktury se provádělo na mikroskopu Neophot 21.

3.1.3 Příprava vzorků na měření mikrotvrdosti

Vzorky byly leštěny a leptány Nitalem (4% HNO_3). Měření mikrotvrdosti u vzorků 1C-A, 1C-B, 1E a 2B bylo provedeno na automatickém mikrotvrdoměru AMH43 firmy Leco.

U vzorku 1A se měření provádělo na mikroskopu Neophot 21.

Měření mikrotvrdosti podle Vickerse se provádělo se zkušebním zatížením 0,9807 N ozn. HV0,1 dle normy ČSN EN ISO 6507-3.

4 POSOUZENÍ PŘECHODOVÝCH OBLASTÍ SVAROVÝCH SPOJŮ BETONÁŘSKÉ VÝZTUŽE

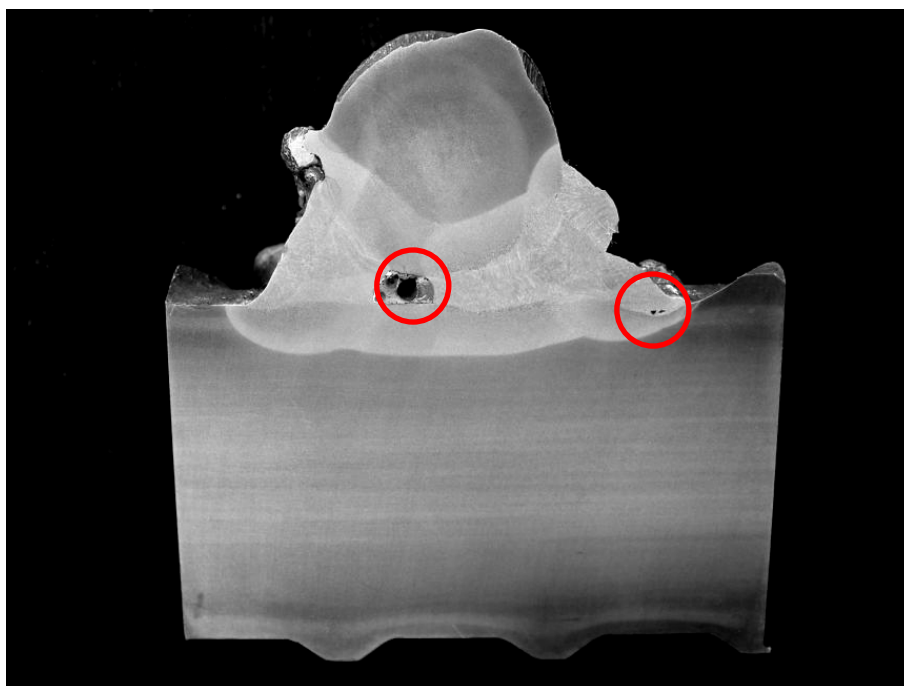
Vlivem vneseného tepla při svařování dochází ke změně vlastností základního materiálu v přechodových oblastech. V TMZ oceli B500B dochází k popouštění povrchových vrstev a vznik nepříznivých struktur ve svarovém kovu a TOO může nepříznivě ovlivnit mechanické vlastnosti svarových spojů.

Svarové spoje oceli B500B byly posuzovány z hlediska makrostruktury, mikrostruktury a měření mikrotvrdostí v základním materiálu, TOO a svarovém kovu.

4.1 Posouzení makrostruktury

4.1.1 Vzorek 1A (viz. Příloha č. 1)

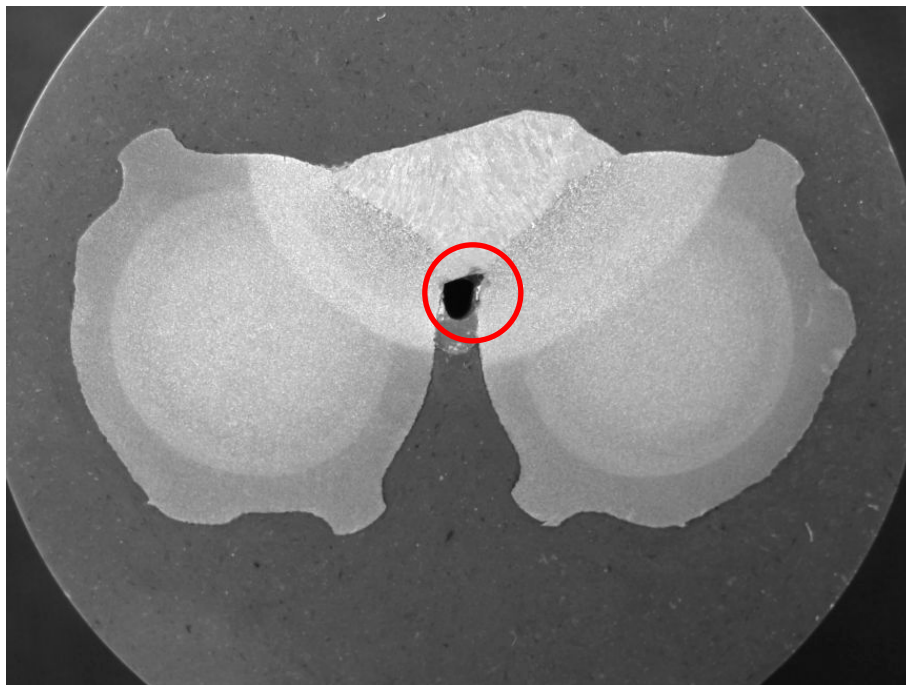
Vzorek svařen čtyřvrstevným oboustranným svařem (viz. obrázek 21). V oblasti kořene je pozorován neprůvar. V pravé části svaru v blízkosti hranice ztavení se objevují vměstky a póry. Vlivem vneseného tepla byla popuštěna oblast TMZ oceli jak u tyče malého průměru, tak u tyče průměru velkého v celé tloušťce zušlechtěno povrchu.



Obrázek 21: Makrostruktura vzorku 1A ($\varnothing 18 \text{ mm} \times \varnothing 30 \text{ mm}$), (2x)

4.1.2 Vzorek 2B (viz. Příloha č. 2)

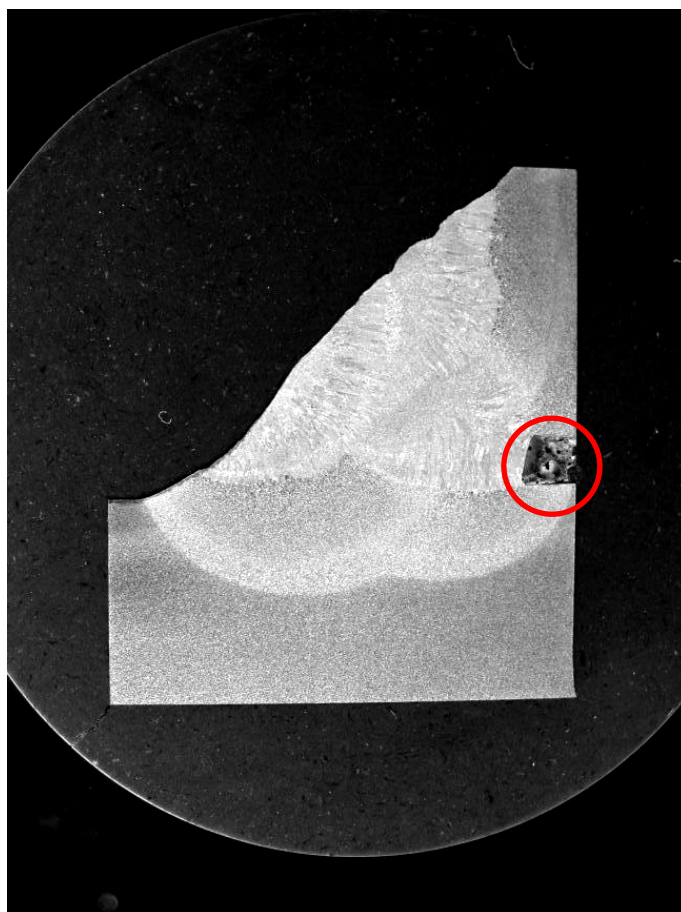
Přeplátovaný spoj svařen dvouvrstvým swarem (viz. *obrázek 22*). V kořeni svaru je pozorován neprůvar. Na snímku u pravé tyče je patrné větší pásmo tepelného ovlivnění způsobené vyšším převýšením svarové housenky.



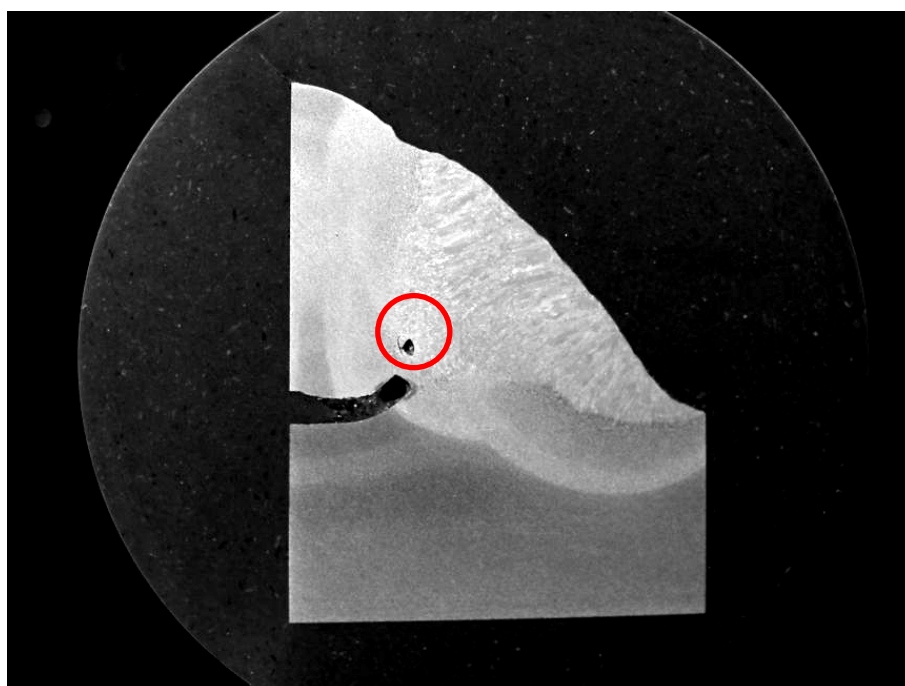
Obrázek 22: Makrostruktura vzorku 2B (\varnothing 12 mm x \varnothing 12 mm), (2x)

4.1.3 Vzorek 1C-A (viz. Příloha č. 3), Vzorek 1C-B (viz. Příloha č. 4)

Vzorek svařen třívrstvým swarem (viz. *obrázek 23 a 24*). Vlivem většího vneseného tepla se TOO malého průměru tyče blíží středu tyče a prakticky celá zušlechtěná vrstva tyče je popuštěna. V kořenové oblasti se nachází velký neprůvar. Ve svarovém kovu u hranice ztavení se vyskytuje vměstek s trhlinou (viz. *obrázek 24*).



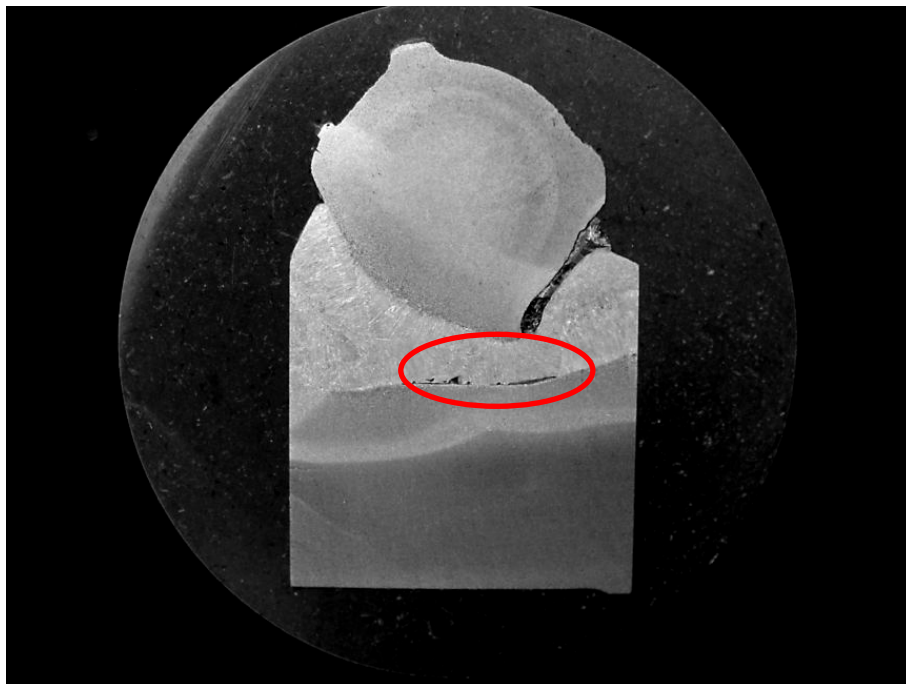
Obrázek 23:: Makrostruktura vzorku 1C-A (\varnothing 12 mm x \varnothing 32 mm), (2x)



Obrázek 24: Makrostruktura vzorku 1C-B (\varnothing 12 mm x \varnothing 32 mm), (2x)

4.1.4 Vzorek 1E (viz. Příloha č. 5)

Vzorek svařen dvouvrstvým svarem. Na hranici ztavení a ve svarovém kovu (označeno červeně) se nachází studený spoj s póry. Na pravé straně svaru se je další viditelný studený spoj s trhlinou ve směru do svarového kovu. Na pravé straně tyče v porovnání s levou stranou je TOO z důvodu studeného spoje menší a zušlechtěná vrstva není popuštěna, viz *obrázek 25*.

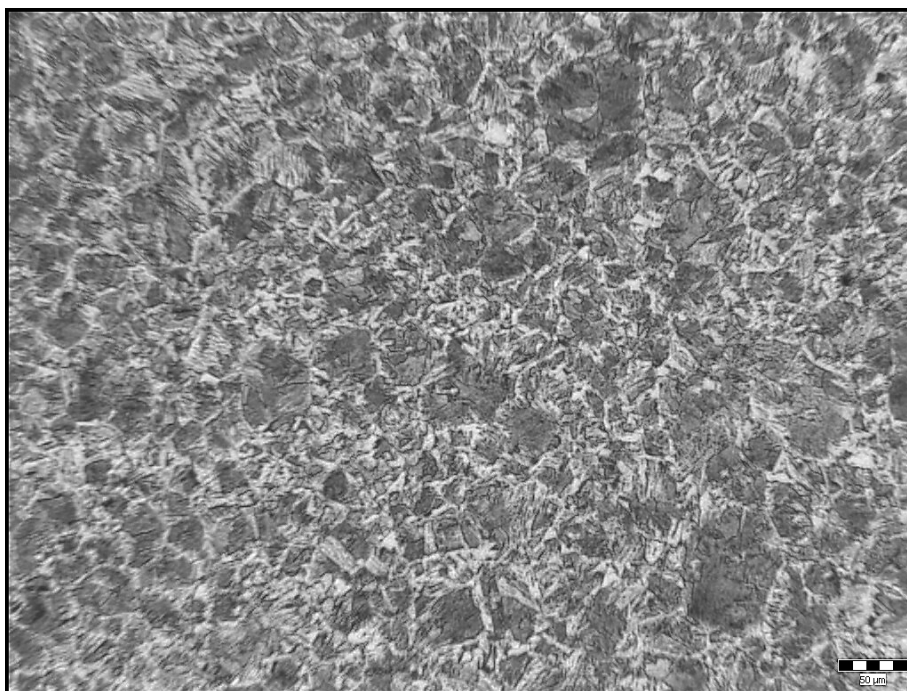


Obrázek 25: Makrostruktura vzorku 1E (\varnothing 10 mm x \varnothing 30 mm), (2x)

4.2 Posouzení mikrostruktury

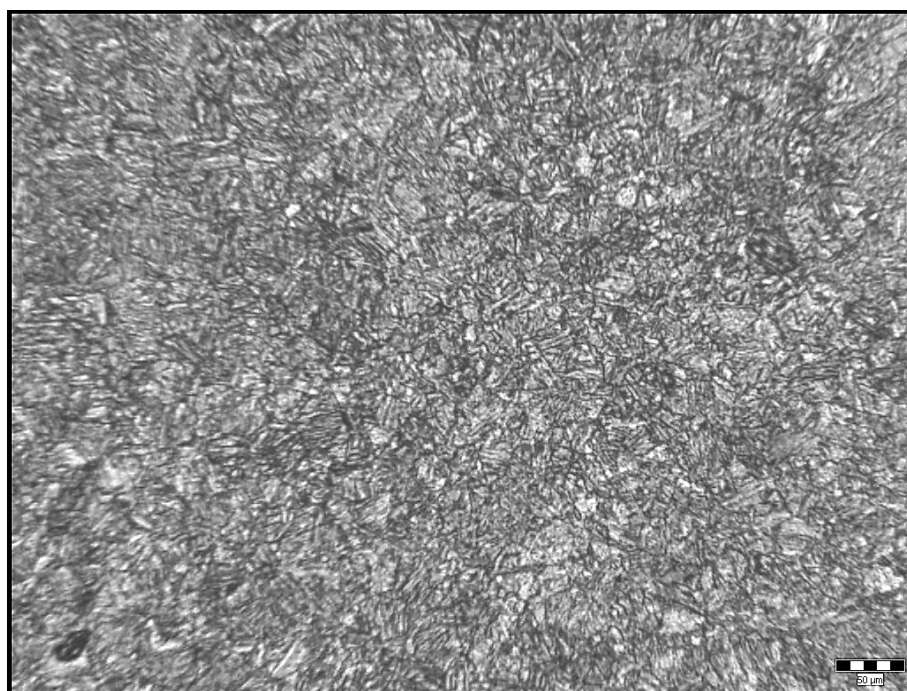
Mikrostruktura byla dokumentována v oblastech svarového kovu, TOO a základního materiálu všech vzorků (viz. Příloha 1 až 5). Oblast svarového kovu a TOO se posuzovaly z hlediska vzniku nepříznivých zákalných struktur (martenzit, bainit).

V základním materiálu tyče velkého průměru se nachází perlitická struktura s feritem vyloučeným po hranicích austenitického zrna (*obrázek 26*).



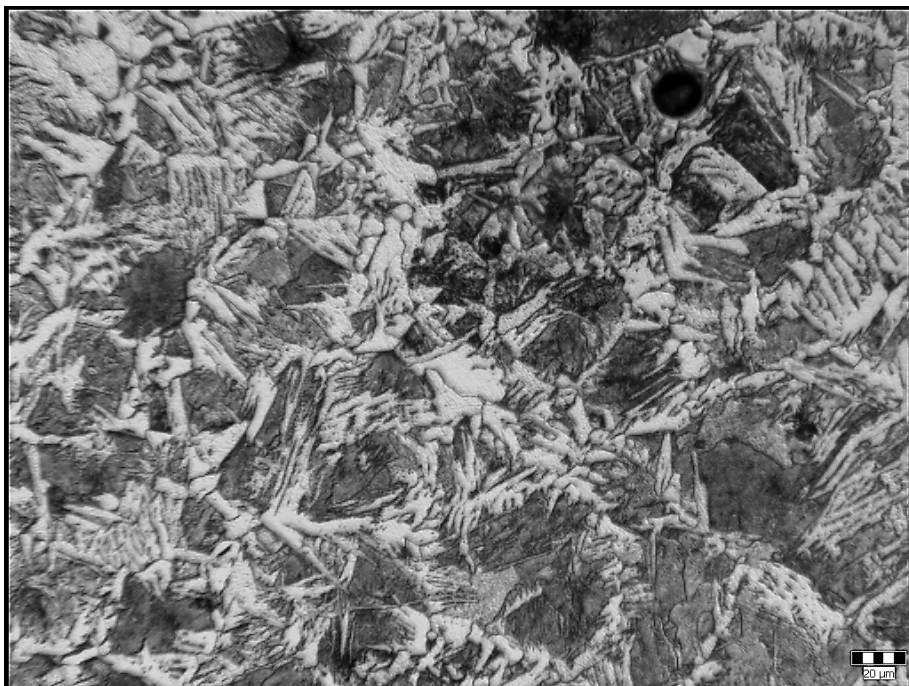
Obrázek 26: Mikrostruktura základního materiálu tyče \varnothing 30 mm (100x)

U tyčí menšího průměru se vyskytovala rozpadlá feriticko perlitická struktura (obrázek 27).



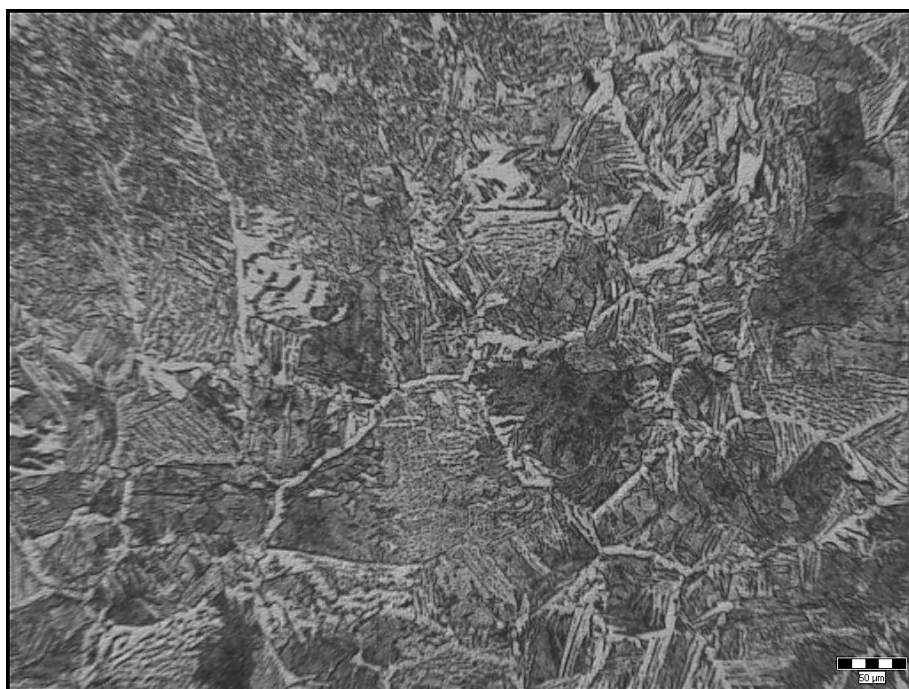
Obrázek 27: Mikrostruktura základního materiálu tyče \varnothing 18 mm (100x)

Mikrostruktura svarového kovu je perlitická s náznakem síťovaného feritu (obrázek 28). Ve svarovém kovu se vyskytovaly velké množství pórů, zejména u hranice ztavení.



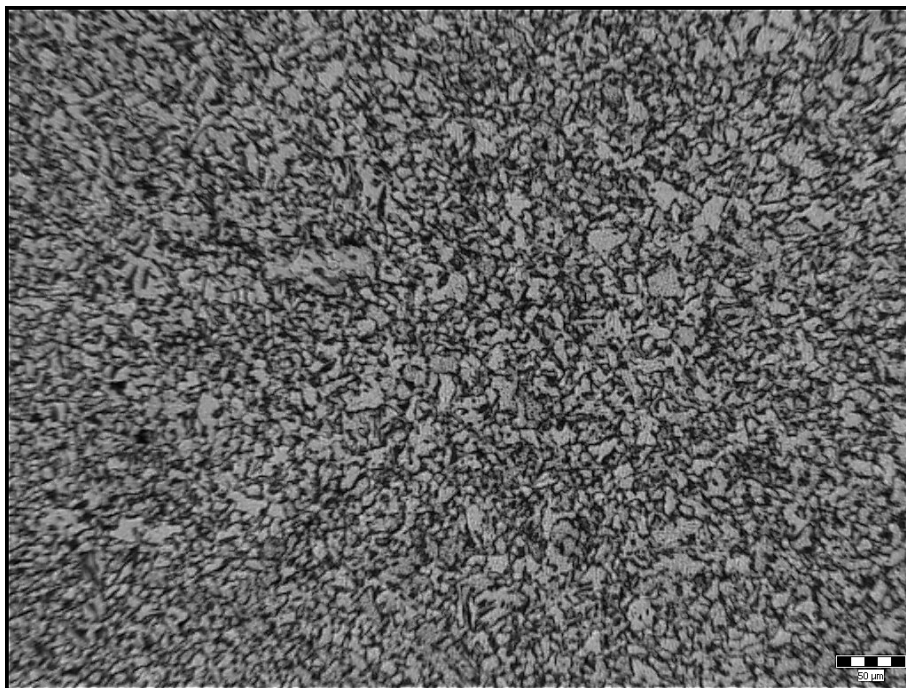
Obrázek 28: Mikrostruktura svarového kovu vzorku 1A ($\varnothing 18\text{ mm} \times \varnothing 30\text{ mm}$) (200x)

Mikrostruktura v pásnu přehřátí je hrubozrnná feriticko perlitická. Po hranicích zrn je vyloučený ferit v síťové formě (obrázek 29).



Obrázek 29: Mikrostruktura svarového kovu a pásma přehřátí vzorku 1A ($\varnothing 18\text{ mm} \times \varnothing 30\text{ mm}$) (100x)

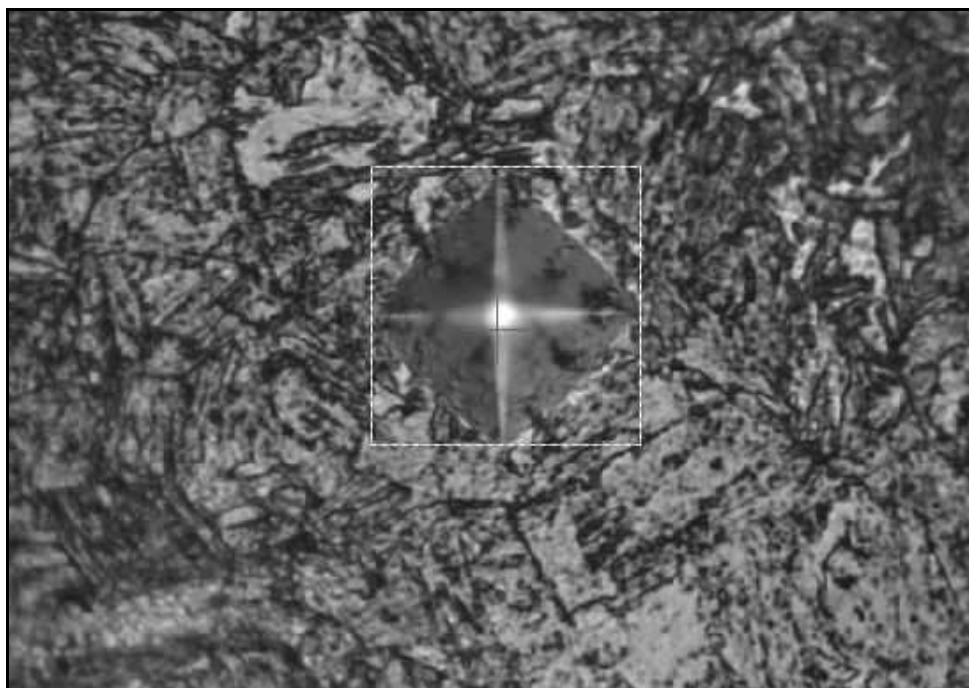
Mikrostruktura pásma normalizace je tvořena jemnozrnou feritickou strukturou s body globulárního cementitu (terciární cementit)(*obrázek 30*).



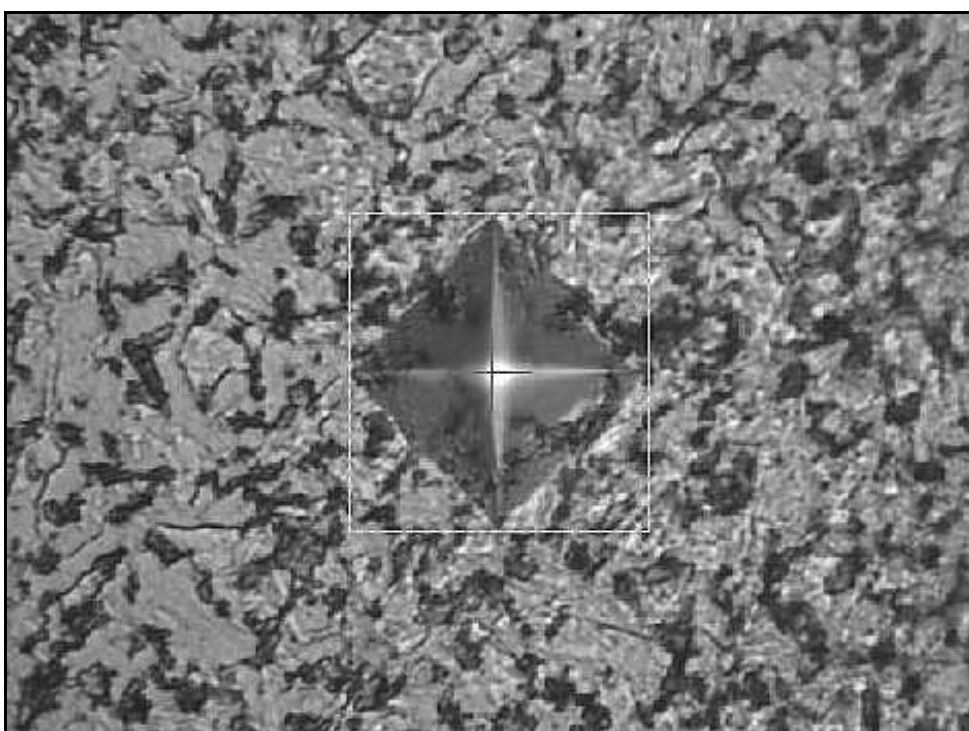
Obrázek 30: Mikrostruktura pásma přehřátí vzorku 1A (\varnothing 18 mm x \varnothing 30 mm) (100x)

Oblast zakaleného povrchu tyče a žebírka (*obrázek 31*) tvoří struktura horního bainitu s výskytem bodových karbidů. Na *obrázku 32* lze vidět mikrostrukturu přežíhaného žebírka vlivem vneseného tepla.

Mikrostruktury svarového kovu a TOO byly u všech vzorků stejného složení (viz. Příloha č.1 až č.5).



Obrázek 31: Mikrostruktura povrchu žebírka vzorku 1E (270 HV_{0,1})



Obrázek 32: Mikrostruktura povrchu přežíhaného žebírka vzorku 1E (192 HV_{0,1})

4.3 Měření mikrotvrdosti podle Vickerse

Mikrotvrdost byla měřena ve všech oblastech svarových spojů, a to ve svarovém kovu, TOO a základním materiálu. Zkušební zatížení bylo HV_{0,1} (ČSN EN ISO 6507 – 3)

a vzdálenost jednotlivých vpichů byla 0,25 mm. Hodnoty mikrotvrdosti HV_{0,1} se převáděly dle normy ČSN EN ISO 18265 na mez pevnosti v tahu. Poté se převedené hodnoty porovnávaly dle minimální hodnoty **meze pevnosti v tahu R_m** zkoušené oceli (ocel B500A – min.550 MPa). Hodnota meze pevnosti v tahu 550 MPa odpovídá hodnotě mikrotvrdosti 170 HV_{0,1}. Tento převod hodnot mikrotvrdostí na hodnoty meze pevnosti v tahu je přibližný a v žádném případě nenahrazuje výsledky tahové zkoušky. Pro přibližné posouzení snížení hodnot meze pevnosti v tahu se dá použít, ale pro přesnější výsledky se doporučuje tahová zkouška.

Naměřené hodnoty mikrotvrdostí jednotlivých vzorků a jejich grafické zpracování jsou v přílohách č. 6 až 10. U křížových spojů byla volena nulová hodnota ve středu svarového kovu. Kladné hodnoty jdou od středu svarového kovu k tyči většího průměru. Záporné hodnoty k tyči menšího průměru.

U přeplátovaného spoje se volila nulová hodnota v hranici ztavení. Záporné hodnoty jdou do svarového kovu. Kladné hodnoty jdou přes TOO do základního materiálu.

Základní materiál

Hodnoty mikrotvrdostí u tyčí menšího průměru (Ø10 mm, Ø12 mm a Ø18 mm) se v houževnatém jádru pohybovaly kolem 170 HV_{0,1} až 200 HV_{0,1}. V povrchové zušlechťené vrstvě se hodnoty mikrotvrdosti skokově zvyšují na 250 HV_{0,1}, v žebírku až na hodnoty kolem 270 HV_{0,1} – 915 MPa (viz. Příloha č.7).

U tyčí velkého průměru (Ø30, Ø32) se hodnoty mikrotvrdostí v houževnatém jádru pohybovaly kolem 200 HV_{0,1} až 240 HV_{0,1}. V povrchové vrstvě hodnoty kolem 320 HV_{0,1}, což odpovídá hodnotě meze pevnosti 1030 MPa (viz. Příloha č.6).

4.3.1 Vzorek 1A (viz. Příloha č.6)

Několikanásobné vzájemné přežíhání svarových housenek snížilo hodnoty mikrotvrdosti v oblasti termomechanického zpracování tyče menšího průměru na hodnoty 159 HV_{0,1} až 160 HV_{0,1} (510 MPa). V TOO většího průměru se hodnoty mikrotvrdostí pohybovaly na hodnotách kolem 150 – 180 HV_{0,1}. Hodnoty mikrotvrdosti v TOO se vzhledem k základnímu materiálu snížily o 15 %.

Vzorek z důvodů snížení hodnot mikrotvrdostí v TOO bych označil za **nevyhovující**.

4.3.2 Vzorek 2B (viz. Příloha č. 7)

Vnesené teplo popustilo termomechanické zpracování povrchu tyče (hodnoty 250 – 270 HV_{0,1}) na hodnoty houževnatého jádra základního materiálu (170 HV_{0,1} – 180 HV_{0,1}) se snížením v oblasti pásma částečné překrystalizace na hodnoty kolem 160 HV_{0,1} (520 MPa) a zvýšením v oblasti pásma přehřátí v důsledku hrubého zrna (viz.

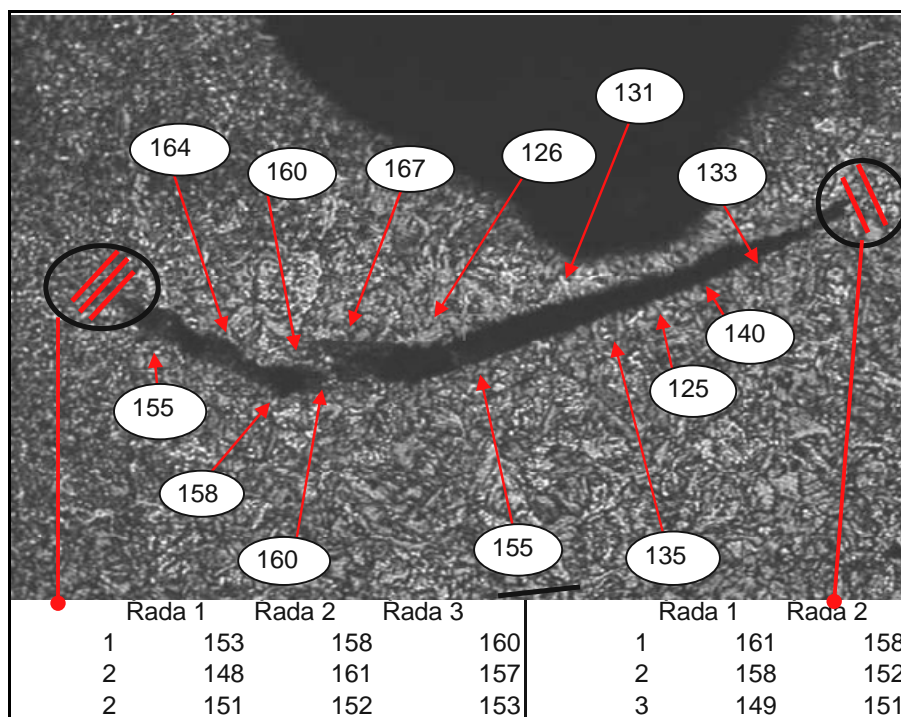
Příloha č.2). Hodnoty v TOO jsou srovnatelné s hodnotami houževnatého středu základního materiálu. Zvýšení hodnot mikrotvrdosti (210 HV_{0,1} až 240 HV_{0,1}) ve svarovém kovu má za následek větší množství perlitu (viz. Příloha č.2).

I přes snížení hodnot v pásmu částečné překrystalizace bych tento vzorek označil z hlediska naměřených hodnot za **vyhovující**.

4.3.3 Vzorek 1C-A (viz. Příloha č. 8), Vzorek 1C-B (viz Příloha č. 9)

Jednotlivé TOO svarových housenek se vzájemně přežíhávají a důsledku toho je termomechanické zpracování tyče menšího průřezu minimalizováno. Hodnoty mikrotvrdosti v oblasti vzájemného přežíhání TOO tyče menšího průměru se pohybují kolem 150 HV_{0,1} až 165 HV_{0,1} (480 MPa – 530 MPa). U TOO tyče většího průměru se hodnoty mikrotvrdosti pohybují kolem 170 HV_{0,1} až 190 HV_{0,1}. Hodnoty mikrotvrdosti v TOO klesly o 20 % ve srovnání s houževnatým středem základního materiálu.

V místě trhliny, která je ve svarovém kovu u hranice ztavení, bylo provedeno měření mikrotvrdosti. Z naměřených hodnot se potvrdilo oduhličení materiálu v oblasti trhliny. Trhlina se při zatížení může dále rozvětlovat a šířit až do úplného porušení vzorku. Tato trhlina mohla vzniknout v důsledku vrubu, který je způsoben bainitickou strukturou žebírka na přechodu svarový kov a základní materiál. Na *obrázku 33* je trhlina a vpichy mikrotvrdosti s hodnotami kolem 160 HV_{0,1}. V blízkosti vměstku se hodnoty pohybovaly kolem 130 HV_{0,1}.



Obrázek 33: Mikrotvrdość v okolí trhliny (zkušební zatížení HV0,1)

Vyžíháním termomechanického zpracování povrchu tyče menšího průměru má za následek snížení hodnot pod minimální hodnotu 170 HV0,1 a výskyt trhliny ve svarovém kovu lze vzorek označit **nevyhovující**.

4.3.4 Vzorek 1E (viz. Příloha č. 10)

Hodnoty mikrotvrdości termomechanicky zpracovaného povrchu tyčí malého i velkého průměru se vlivem vneseného tepla snížily na hodnoty základního materiálu tyče menšího průměru (185 HV0,1 – 190 HV0,1). Hodnoty mikrotvrdości v TOO se snížily ve srovnání se základním materiálem o 12%. Přežíháním žebírka se jeho tvrdost snižuje z 260 HV0,1 na 190 HV0,1.

Ve svarovém kovu těchto spojů se nachází hodně pórů, což potvrdily dva vpichy mikrotvrdości ve svarovém kovu (152 HV0,1, viz. Příloha č.5). Póry, podle četnosti a velikosti, mohou ale i nemusí mít vliv na únosnost spoje.

Tento vzorek z hlediska naměřených hodnot mikrotvrdoostí **vyhověl**.

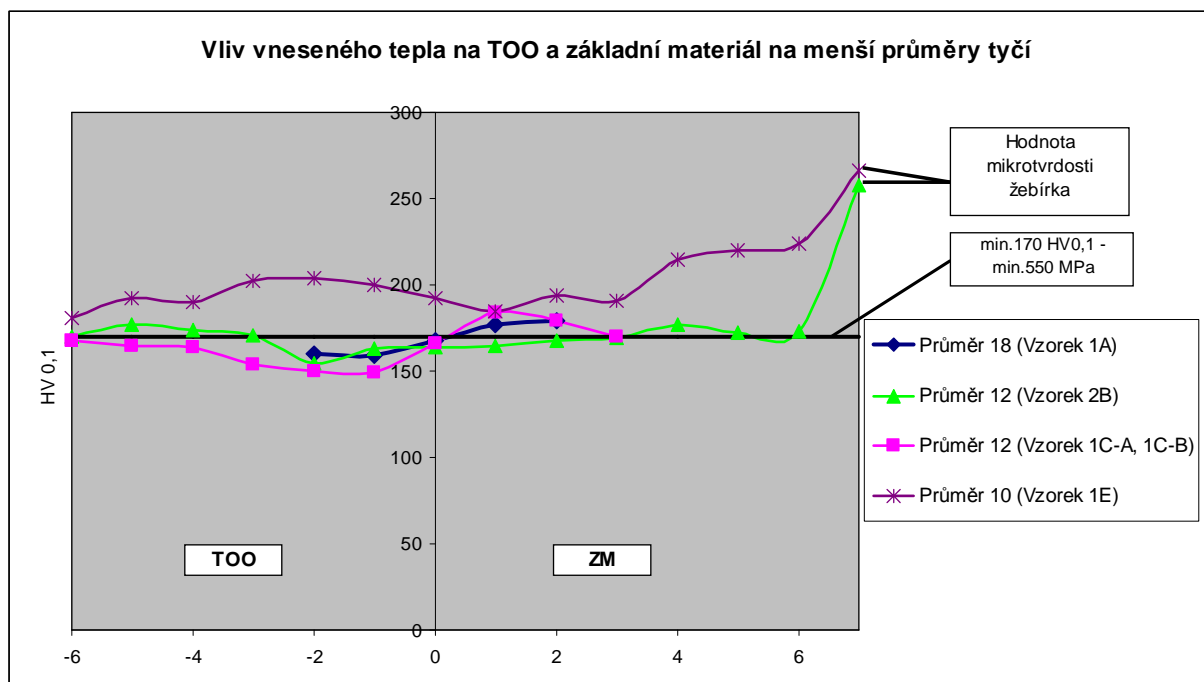
5 ZHODNOCENÍ VLIVU VNESENÉHO TEPLA NA PŘECHODOVÉ OBLASTI SVAROVÝCH SPOJŮ A ZUŠLECHTĚNÉ VRSTVY TYČÍ BETONÁŘSKÉ VÝZTUŽE

Vlivem vneseného tepla u tyčí menších průměrů dochází vždy k popuštění zušlechtěné vrstvy přes celou její tloušťku směrem do středu tyče. Toto popuštění má za následek snížení hodnot mikrotvrdostí povrchové vrstvy na hodnoty houževnatého jádra. Velikost popuštění a snížení hodnot mikrotvrdostí pod minimální mez pevnosti u tyčí menšího průměru je závislé na počtu vrstev svaru (viz. *Tabulka 9 a Graf č.1*), tedy na velikosti vneseného tepla. V porovnání svarových spojů vzorků 1E a 1C (1C-A, 1C-B), které mají stejný rozdíl v průměrech, ale jiné vnesené teplo, je tato závislost patrná (viz. *Tabulka 9, Graf č.1 a Graf č.2*). U tyčí většího průměru dochází také k popuštění zušlechtěné vrstvy, ale hodnoty mikrotvrdostí se pohybují nad stanovenou minimální mez 170 HV_{0,1} (viz. *Graf č.2*). U tyčí menšího průměru lze předpokládat, při namáhání větší plastickou deformaci, než u tyčí většího průměru. Limitujícím faktorem únosnosti svarového spoje betonářské oceli budou tyče menšího průměru.

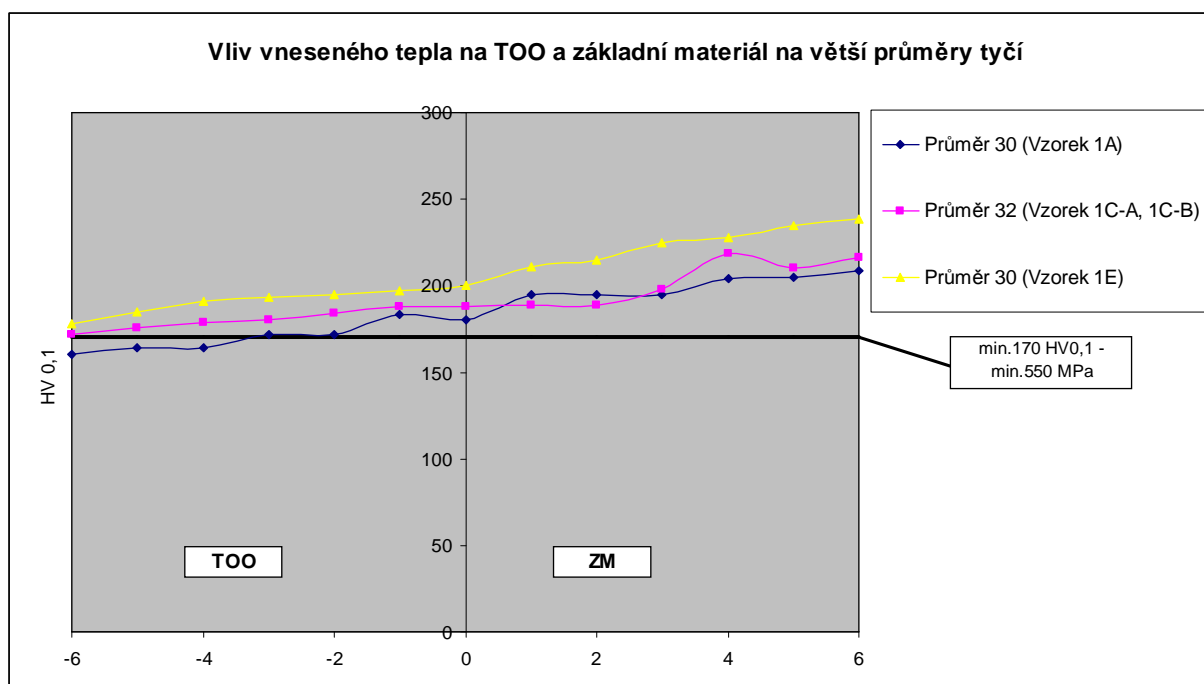
Tabulka 9: Posouzení vzorků z hlediska hodnocení mikrotvrdosti

Typ spoje	Průměry	Vzorek	Počet vrstev svaru	Hledisko minimální hodnoty mikrotvrdosti v TOO
křížový	18 x 30	1A	4	nevyhovující
přeplátovaný	12 x 12	2B	2	vyhovující
křížový	12 x 32	1C-A	3	nevyhovující
křížový	12 x 32	1C-B	3	nevyhovující
křížový	10 x 30	1E	2	vyhovující

Graf č. 1: Vliv vneseného tepla z hlediska hodnot mikrotvrdostí na menší průměry tyčí *



Graf č. 2: Vliv vneseného tepla z hlediska hodnot mikrotvrdostí na větší průměry tyčí *



Z hlediska vzniku nepříznivých mikrostruktur ve svarovém kovu a TOO jsou svarové spoje betonářské oceli vyhovující. Oblast svarového kovu a TOO je perliticko feritická

* Tyto grafy nezastupují měření hodnot mikrotvrdostí, ale jedná se o souhrnný přehled vybraných hodnot mikrotvrdostí jednotlivých průměrů zkoušených vzorků. Všechny naměřené hodnoty jsou v přílohách č.6 až č.10.

bez výskytu nepříznivých struktur (martenzit, bainit). Při svařování betonářské oceli může způsobovat mikrostruktura povrchu a žebírek (viz. Kap.4.2) při přechodu svarový kov – základní materiál vrub s bainitickou strukturou, který může způsobit vznik trhlin (viz. Příloha č.4).

Jako další problém při svařování betonářské oceli je vznik neprůvaru v místě kořene. Neprovařený kořen je zapříčiněn kříženým žebírek při svařování, kterému se nedá v praxi zcela vyhnout. Z hlediska únosnosti spoje by svarové spoje s touto vadou byly hodnocené jako nevyhovující.

U vzorku 1E se objevil studený spoj na hranici svarového kovu a základního materiálu. Studený spoj je způsoben nečistotami a korozí betonářské oceli, které jsou zapříčiněny nedokonalým očištěním svarových ploch. Tato vada je z hlediska únosnosti spoje nevyhovující.

Dále se ve svarovém kovu objevovaly póry a vměstky způsobené nečistotami. Tyto vady mohou být příčinou vzniku trhlin a mohou být způsobené technologickou nekázní svářeče, nebo způsobem výroby.

Tabulka 10: Přehled vad u jednotlivých vzorků

Typ spoje	Průměry	Vzorek	Druh vady			
			Neprůvar	póry, vměstky	trhlina	studený spoj
křížový	18 x 30	1A	ano	ano	ne	ne
přeplátovaný	12 x 12	2B	ano	ano	ne	ne
křížový	12 x 32	1C-A	ano	ano	ano	ne
křížový	12 x 32	1C-B	ano	ano	ano	ne
křížový	10 x 30	1E	ne	ano	ano	ano

6 ZÁVĚR

V diplomové práci jsou hodnoceny přechodové oblasti svarového spoje termomechanicky zušlechťené betonářské oceli B500B z hlediska vneseného tepla.

V teoretické části je rozebrána technologie termomechanického zpracování a svažitelnosti termomechanicky zpracované betonářské oceli. Další část popisuje přechodovou oblast svarového spoje.

Úvod praktické části řeší provedení svarového spoje betonářské oceli B500B. Zde jsou uvedeny druhy použitých svarových spojů, přídavný materiál, parametry svařování a chemické a mechanické vlastnosti svařované oceli B500B.

V další části praktické části jsou posouzeny vzorky svarových spojů betonářské oceli B500B z hlediska makrostruktury, mikrostruktury a měření mikrotvrdosti.

Ve vzorcích se vyskytovaly vady. U všech vzorků, kromě vzorku 1E to byla vada typu neprůvar. Dále pak ve všech vzorcích svarových spojů to byla vada typu vměstek a pór. U vzorku 1E se vyskytuje studený spoj. Uvedené vady jsou většinou příčinou technologické nekázně při svařování.

Vznik nepříznivých mikrostruktur ve svarových spojkách betonářské oceli B500B se nepotvrdil. Jeden z problémů z hlediska mikrostruktury se jeví bainitická struktura žebírka na přechodu svarový kov – základní materiál. Tento vrub může být příčinou trhlin, které se ve vzorcích svarových spojů objevily.

Při měření hodnot mikrotvrdosti se prokázalo snížení hodnot meze pevnosti v tahu v oblastech TOO, které je závislé na velikosti vneseného tepla a průměru svařované tyče. U tyčí menšího průměru při větším vneseném teple je toto snížení pod minimální mez pevnosti 550MPa.

Při dodržení technologické kázně svářeč je metoda 111 vhodná pro svařování betonářské oceli B500B. U nevyhovujících svarových spojů, v důsledku snížení hodnoty pod mez pevnosti v tahu, se doporučuje snížení vneseného tepla, např. použitím menšího průměru elektrod a tím menšího svařovacího proudu.

SEZNAM PŘÍLOH

Příloha č.1 Metalografické vyhodnocení, Vzorek 1A, Ø18 mm x Ø30 mm

Příloha č.2 Metalografické vyhodnocení, Vzorek 2B, Ø12 mm x Ø12 mm

Příloha č.3 Metalografické vyhodnocení, Vzorek 1C-A, Ø12 mm x Ø32 mm

Příloha č.4 Metalografické vyhodnocení, Vzorek 1C-B, Ø12 mm x Ø32 mm

Příloha č.5 Metalografické vyhodnocení, Vzorek 1E, Ø12 mm x Ø30 mm

Příloha č.6 Měření mikrotvrdosti, Vzorek 1A, Ø18 mm x Ø30 mm

Příloha č.7 Měření mikrotvrdosti, Vzorek 2B, Ø12 mm x Ø12 mm

Příloha č.8, Měření mikrotvrdosti, Vzorek 1C-A, Ø12 mm x Ø32 mm

Příloha č.9 Měření mikrotvrdosti, Vzorek 1C-B, Ø12 mm x Ø32 mm

Příloha č.10 Měření mikrotvrdosti, Vzorek 1E, Ø12 mm x Ø30 mm

Příloha č.11 Médium s prací v elektronické podobě

Poděkování

Hlavní poděkování patří vedoucímu diplomové práce panu doc. Ing. Ivu Hlavatému, Ph.D. a paní Ing. Romaně Černické, dále pak paní Jarmile Čapkové a paní Ing. Xenii Ševčíkové za metodickou pomoc při metalografických zkouškách a jejich vyhodnocení.

Použitá literatura

- [1] KOLEKTIV AUTORŮ. *Materiály a jejich svařitelnost*, ZEROSS Ostrava, 2001, 292 s.
- [2] POŠVÁŘOVÁ, M. *Technické podmínky TP 193, Svařování betonářské výztuže a jiné typy spojů*, 1. vyd, Mott MacDonald Praha, 2008. 132 s. ISBN 978-80-904172-0-5.
- [3] MACEK, K, ZUNA, P, JANOVEC, J. *Tepelné zpracování kovových materiálů*. České vysoké učení technické v Praze 2008. Česká technika. 133 s. ISBN 978-80-01-04186-4.
- [4] PYTLÍK, P. *Technologie betonu*. 2. vyd, Nakladatelství VUTIUM 2000. 390 s. ISBN 80-214-1647-5.
- [5] KOUKAL, J. ZMYDLENÝ, T. *Svařování I*. 1. vyd. VŠB – TECHNICKÁ UNIVERZITA OSTRAVA 2005. 136 s. ISBN 80-248-0870-6
- [6] *Časopis Svět svaru*. Dostupné z: <http://www.hadyna.cz/svetsvaru/technology/2008-3_betonarska-vyztuz.pdf> (20.2.2010)
- [7] Stránky Ateam, Materiálový výzkum. Západočeská univerzita v Plzni, fakulta strojní. Přednášky dostupné z: <http://www.ateam.zcu.cz/tep_zprac.pdf> (20.2.2010)
- [8] Ústav materiálových věd a inženýrství. Fakulta strojního inženýrství, Vysoké učení technické V Brně. Studijní materiály dostupné z: <http://ime.fme.vutbr.cz/files/Studijni_opory/nomd/faz_premeny.doc> (12.4.2010)
- [9] Článek autorů Ing. Stanislava Nováka, CSc., a Ing. Jiřího Mráčka, PhD. *Svařování ocelí s vyšší pevností*. Dostupný z: <<http://www.allforpower.cz/UserFiles/files/2009/svarovani%20oceli%20vys%20pevnosti.pdf>> (12.4.2010)
- [10] NĚMEC, P. *Vliv výběru materiálu na proces svařování stavebních ocelových konstrukcí*. Fakulta stavební, Vysoké učení technické v Brně. Dostupné z: <http://www.fce.vutbr.cz/veda/dk2004texty/pdf/02_Konstrukce%20a%20pozemni%20stavby/2_02_Konstrukce%20kovove%20a%20drevene/Nemec_Premysl.pdf> (22.3.2010)
- [11] KOUKAL, J. SCHWARZ, D. HAJDÍK, J. *Materiály a jejich svařitelnost*. Český svářečský ústav s.r.o. Ostrava 2009. 241 s. ISBN 978-80-248-2025-5

- [12] MACHEK, V. SODOMKA, J. *Nauka o materiálu, 1 část Struktury kovových materiálů*. Česká technika – nakladatelství ČVUT Praha 2006. 186 s. ISBN 978-80-01-03379-1
- [13] ČSN EN ISO 17660-1. *Svařování betonářské oceli – Část 1: Nosné svarové spoje*. Praha: Český normalizační institut, 2007. 36 s.
- [14] ČSN EN ISO 17660-2. *Svařování betonářské oceli – Část 2: Nenosné svarové spoje*. Praha: Český normalizační institut, 2007. 20 s.

7 PŘÍLOHY